李书常　主编

简明典型金属材料热处理实用手册

机械工业出版社
CHINA MACHINE PRESS

VISIT…

LANZAROTE Caliente.com

简明典型金属材料热处理实用手册

李书常　主编

机械工业出版社

本书介绍了各种常用钢材、粉末冶金材料、有色金属材料的性能和热处理工艺等知识，并对热处理常用设备，热处理质量、安全和节能等知识进行了阐述。通过对渗碳钢、调质钢、弹簧钢、轴承钢、刃具钢、超高强度钢、不锈耐酸钢、耐热钢、耐磨钢，以及粉末冶金材料、磁性材料、有色金属材料、铸铁等的分章分类介绍，为广大读者提供了“一看就会，一读就懂，谁看都通”的内容。本书打破常规的金属材料及热处理专业的图书结构，信息量丰富，可满足“拿来就用，立竿见影”的要求。

本书主要适用于从事金属材料、热处理工作的工程技术人员、操作人员、管理人员，也可供材料工程类专业大中专学生参考。

图书在版编目（CIP）数据

简明典型金属材料热处理实用手册/李书常主编．—北京：机械工业出版社，2010.6

ISBN 978-7-111-30737-2

Ⅰ.①简…　Ⅱ.①李…　Ⅲ.①金属材料－手册②热处理－手册
Ⅳ.①TG1-62

中国版本图书馆 CIP 数据核字（2010）第 097106 号

机械工业出版社（北京市百万庄大街 22 号　邮政编码 100037）
策划编辑：孔　劲　责任编辑：白　刚
版式设计：张世琴　责任校对：李秋荣
封面设计：姚　毅　责任印制　ώ
ↄ Ч　印刷厂印刷　ↄ　╦　˛.Ï　♂
2010 年6 月第 1 版第 1 次印刷
169mm×239mm · 23. 75 印张 · 461 千字
0 001—2 . . .册
标准书号：ISBN 978-7-111-30737-2
定价:23,. . 元

凡购本书，如有缺页、倒页、脱页，由本社发行部调换

电话服务	网络服务
社服务中心:(010)88361066	门户网:http://www. cmpbook. com
销 售 一 部:(010)68326294	教材网:http://www. cmpedu. com
销 售 二 部:(010)88379649	
读者服务部:(010)68993821	**封面无防伪标均为盗版**

前　　言

现阶段，大量产品离不开金属材料，相当一部分由金属材料制成的重要、关键的零部件更是离不开各种热处理工艺。本书介绍了各种常用钢材、粉末冶金、有色金属材料的性能和热处理等知识，并对热处理工艺过程、热处理常用设备、热处理质量、安全和节能等内容进行了详细阐述，旨在为广大工程技术人员介绍金属材料和热处理工艺性能及其应用状况，为机械、材料成形、交通运输、建筑、汽车、航空航天和国防等行业提供技术支持。

本书从实际应用的角度，介绍了近年来金属材料热处理行业的新技术、新工艺和新方法。全书打破了常规金属材料及热处理图书的编写习惯，按照渗碳钢、调质钢、弹簧钢、轴承钢、刃具钢、超高强度钢、不锈耐酸钢、耐热钢、耐磨钢，以及粉末冶金材料、磁性材料、有色金属材料、铸铁等的分章分类方式为广大读者提供了“一看就会，一读就懂，谁看都通”的内容。

本书适合从事金属材料及其热处理工作的工程技术人员、操作人员、管理人员使用，也可供需要选用各种钢铁产品的设计师、工时定额员、材料核算员、材料采购员、物流师等参考。

本书由李书常担任主编，并负责统稿，绪论及第 1 章 ~ 第 13 章由李书常编写，第 14 章、第 23 章 ~ 第 30 章由李飞舟编写，第 15 章由索建莉编写，第 16 章 ~ 第 21 章由王伟中编写，第 22 章由王升绪编写。

目　　录

前言
绪论 …… 1
第 1 章　铁碳合金 …… 3
1.1　铁碳相图 …… 3
1.2　过冷奥氏体转变图 …… 8
1.3　几种金相组织及其应用 …… 13
1.4　铁碳相图的应用 …… 19
第 2 章　钢的普通热处理 …… 21
2.1　退火工艺 …… 22
2.2　正火工艺 …… 24
2.3　淬火工艺 …… 26
2.4　回火工艺 …… 34
2.5　“四把火”的关系 …… 38
第 3 章　工程结构钢 …… 39
3.1　钢中元素对碳素结构钢的影响 …… 39
3.2　碳素结构钢 …… 45
3.3　合金结构钢 …… 47
3.4　碳素铸钢和合金铸钢 …… 55
第 4 章　调质钢 …… 57
4.1　常用调质钢 …… 57
4.2　调质钢的热处理 …… 63
第 5 章　渗碳钢 …… 66
5.1　渗碳钢的分类、工作条件及性能要求 …… 66
5.2　常用渗碳钢 …… 66
5.3　渗碳钢的热处理 …… 71
第 6 章　弹簧钢 …… 74
6.1　弹簧用钢 …… 74
6.2　弹簧钢的热处理 …… 80
第 7 章　轴承钢 …… 88
7.1　滚动轴承与滚动轴承钢 …… 88
7.2　滚动轴承钢的热处理 …… 90
7.3　渗碳轴承钢及其零件的热处理 …… 92
第 8 章　超高强度钢和其他合金结构钢 …… 97
8.1　超高强度钢 …… 97
8.2　低碳马氏体钢 …… 106
8.3　低淬透性钢 …… 107
第 9 章　刃具钢 …… 110
9.1　刃具钢的工作条件及使用性能 …… 110
9.2　刃具钢的性能要求 …… 111
第 10 章　模具用钢 …… 115
10.1　冷作模具钢 …… 115
10.2　热作模具钢 …… 118
10.3　塑料模具用钢 …… 120
10.4　其他冷作模具材料 …… 124
第 11 章　量具用钢 …… 131
11.1　量具用钢概述 …… 131
11.2　量具用钢的热处理 …… 132
第 12 章　高速钢 …… 135
12.1　高速钢概述 …… 135
12.2　高速钢的性能及热处理 …… 139
第 13 章　硬质合金与钢结硬质合金 …… 146
13.1　硬质合金 …… 146
13.2　钢结硬质合金 …… 147
第 14 章　不锈钢 …… 155
14.1　金属腐蚀机理 …… 155
14.2　不锈钢及其热处理 …… 156
第 15 章　耐热钢 …… 160
15.1　抗氧化钢 …… 160

15.2　热强钢及其热处理 …… 162
第 16 章　耐磨钢 …… 167
16.1　高锰钢 …… 167
16.2　高锰钢的热处理 …… 168
第 17 章　粉末冶金材料 …… 170
17.1　粉末冶金材料简介 …… 170
17.2　粉末冶金高速钢 …… 172
17.3　粉末冶金模具钢 …… 175
第 18 章　磁性材料及其热处理 …… 176
18.1　软磁材料 …… 177
18.2　永磁材料 …… 193
第 19 章　有色金属及其热处理 …… 199
19.1　铝及其合金 …… 199
19.2　铜及其合金 …… 207
19.3　钛及其合金 …… 216
第 20 章　铸铁的热处理 …… 219
20.1　铸铁的石墨化 …… 219
20.2　常用铸铁的牌号、组织与性能 …… 222
20.3　铸铁的热处理 …… 230
第 21 章　感应淬火 …… 236
21.1　概述 …… 236
21.2　感应淬火工艺 …… 237
21.3　感应器设计简介 …… 240
第 22 章　火焰淬火和电解液淬火 …… 242
22.1　火焰淬火的优缺点及火焰特性 …… 242
22.2　火焰淬火方法 …… 243
22.3　电解液淬火 …… 246
第 23 章　激光表面强化 …… 247
23.1　激光表面强化技术 …… 247
23.2　激光表面强化的特点和应用 …… 252
第 24 章　形变热处理 …… 254
24.1　形变热处理的分类及用途 …… 254
24.2　高温形变热处理 …… 259
24.3　亚温形变淬火 …… 266
24.4　低温形变热处理 …… 267
第 25 章　真空热处理 …… 271
25.1　真空热处理的特点 …… 271
25.2　真空热处理炉的特点 …… 272
25.3　真空热处理工艺 …… 273
25.4　模具的真空热处理 …… 280
第 26 章　钢的化学热处理 …… 281
26.1　渗碳 …… 282
26.2　渗氮 …… 285
26.3　碳氮共渗 …… 288
26.4　渗硼 …… 290
26.5　渗硫 …… 293
26.6　渗金属 …… 294
第 27 章　发蓝与磷化处理 …… 297
27.1　发蓝处理 …… 297
27.2　磷化处理 …… 303
第 28 章　工程材料的选用 …… 309
28.1　机械工程材料热处理工艺性试验 …… 309
28.2　热处理工艺缺陷与零件结构 …… 310
28.3　零件的失效形式与提高材料性能的途径 …… 313
28.4　工程材料的强度与强韧化 …… 318
28.5　零件选材的一般原则和方法 …… 320
28.6　典型零件的选材及应用实例 …… 324
第 29 章　热处理设备 …… 328
29.1　电阻炉 …… 328
29.2　盐浴炉 …… 335
29.3　渗碳炉 …… 338
29.4　渗氮炉 …… 339
29.5　其他热处理设备 …… 340

第30章 热处理质量、安全与节能 ······ 348
30.1 热处理质量检验的内容和方法 ······ 348
30.2 材料冶金质量对热处理性能的影响 ······ 353
30.3 原材料的进厂检验 ······ 354
30.4 热处理安全技术 ······ 354
30.5 热处理节能 ······ 364
附录 ······ 367
参考文献 ······ 371

绪　论

在当今社会生产中，金属材料的应用是十分广泛的，尤其是钢铁材料，在工业、农业、交通运输、建筑以及国防等各方面都离不开它。随着现代化工农业及科学技术的发展，人们对金属材料的性能要求越来越高。为此一般可以采取研制新材料和对金属材料进行热处理这两种方法，后者是最广泛、最常用的方法。热处理是一种综合工艺技术，热处理工艺学是研究这种综合工艺技术原理及规律的一门学科。

金属热处理是机械制造中的重要工艺之一，与其他加工工艺相比，热处理过程一般不改变工件的形状和整体的化学成分，而是通过改变工件内部的显微组织，或改变工件表面的化学成分，赋予或改善工件的使用性能，其特点是改善工件的内在质量，而这是一般肉眼所无法看到的。

热处理工艺在我国已有悠久的历史，早在商代就已经有了经过再结晶退火的金箔饰物，在洛阳出土的战国时代的铁锛，系由白口铁脱碳退火制成。在战国时代燕都遗址出土的大量兵器，向人们展示了在当时钢件已经采用了淬火、正火、渗碳等工艺。近代出土的秦兵俑佩带的长剑、箭镞等都有力地证明当时已经出现铜合金的复合材料，而且还掌握了精湛的表面保护处理方法，从而保持逾千年不锈。

在从石器时代进展到铜器时代和铁器时代的过程中，热处理的作用逐渐为人们所认识。早在公元前 770 ~ 前 222 年，中国人在生产实践中就已发现，钢铁的性能会因温度和加压变形的影响而变化。白口铸铁的柔化处理就是制造农具的重要工艺。

公元前六世纪，钢铁兵器逐渐被采用，为了提高钢的硬度，淬火工艺遂得到迅速发展。中国河北省易县燕下都出土的两把剑和一把戟，其显微组织中都有马氏体存在，说明是经过淬火的。

随着淬火技术的发展，人们逐渐发现冷却剂对淬火质量的影响。三国蜀人蒲元曾在今陕西斜谷为诸葛亮打制 3000 把刀，相传是派人到成都取水淬火的。这说明中国在古代就注意到不同水质的冷却能力了，同时也注意了油和尿的冷却能力。中国出土的西汉（公元前 206 ~ 公元 24 年）中山靖王墓中的宝剑，心部碳的质量分数为 0.15% ~0.4%，而表面碳的质量分数却达 0.6% 以上，说明已应用了渗碳工艺。但当时作为个人“手艺”的秘密，不肯外传，因而发展很慢。

热处理工艺最早的史料记载见于《汉书・王褒传》中，我国明代科学家宋

应星在《天工开物》一书中对热处理工艺已有记载。大量事实证明，我国曾是世界上发展和应用热处理技术最早的国家之一，但是长期的封建统治，阻碍了我国科学技术的进步，在相当长的时间内，我国热处理技术的发展处于停止状态，有的技术甚至失传。直至解放以后热处理技术在我国才重新迅速发展起来，出现了许多新工艺、新设备。但和当代世界先进水平比较，我国的热处理技术仍较落后。

1863 年，英国金相学家和地质学家展示了钢铁在显微镜下的六种不同的金相组织，证明了钢在加热和冷却时，内部会发生组织改变，钢中高温时的相在急冷时转变为一种较硬的相。法国人奥斯蒙德确立的铁的同素异构理论，以及英国人奥斯汀最早制定的铁碳相图，为现代热处理工艺初步奠定了理论基础。与此同时，人们还研究了在金属热处理的加热过程中对金属的保护方法，以避免加热过程中金属的氧化和脱碳等。

1850～1880 年，对于应用各种气体（如氢气、煤气、一氧化碳等）进行保护加热曾有一系列专利。1889～1890 年英国人莱克获得多种金属光亮热处理的专利。

20 世纪以来，金属物理的发展和其他新技术的移植应用，使金属热处理工艺得到更大发展。一个显著的进展是 1901～1925 年，在工业生产中应用转筒炉进行气体渗碳；1930 年代出现露点电位差计，使炉内气氛的碳势达到可控，以后又研究出用二氧化碳红外仪、氧探头等进一步控制炉内气氛碳势的方法；20 世纪 60 年代，热处理技术运用了等离子场的作用，发展了离子渗氮、渗碳工艺；激光、电子束技术的应用，又使金属获得了新的表面热处理和化学热处理方法。

第 1 章　铁 碳 合 金

1.1　铁碳相图

1.1.1　金属材料的力学性能

金属材料的性能一般分为工艺性能和使用性能两大类。所谓工艺性能是指机械零件在加工制造过程中，金属材料在所处的冷、热加工条件下表现出来的性能。金属材料工艺性能的好坏，决定了它在制造过程中加工成形的适应能力。由于加工条件不同，要求的工艺性能也就不同，如铸造性能、焊接性、可锻性、热处理性能、切削加工性等；所谓使用性能是指机械零件在使用条件下，金属材料表现出来的性能，它包括力学性能、物理性能、化学性能等。金属材料使用性能的好坏，决定了它的使用范围与使用寿命。

在机械制造业中，一般机械零件都是在常温、常压和非强烈腐蚀性介质中使用的，且在使用过程中各机械零件都将承受不同载荷的作用。金属材料在载荷作用下抵抗破坏的性能，称为力学性能。金属材料的力学性能是零件设计和选材时的主要依据。外加载荷性质不同（例如拉伸、压缩、扭转、冲击、循环载荷等），对金属材料要求的力学性能也将不同。常用的力学性能包括：强度、塑性、硬度、韧性、多次冲击抗力和疲劳极限等。

1. 强度

强度是指金属材料在静荷作用下抵抗破坏（过量塑性变形或断裂）的性能。由于载荷的作用方式有拉伸、压缩、弯曲、剪切等形式，所以强度也分为抗拉强度、抗压强度、抗弯强度、抗剪强度等。各种强度间常有一定的联系，使用中一般较多以抗拉强度作为最基本的强度指标。

2. 塑性

塑性是指金属材料在载荷作用下，产生塑性变形（永久变形）而不破坏的能力。

3. 硬度

硬度是衡量金属材料软硬程度的指标。目前生产中测定硬度最常用的是压入硬度法，它是用一定几何形状的压头在一定载荷下压入被测试的金属材料表面，根据被压入程度来测定其硬度值。

常用的方法有布氏硬度（HBW）、洛氏硬度（HRA、HRB、HRC）和维氏

硬度（HV）等方法。

4. 疲劳

前面所讨论的强度、塑性、硬度都是金属在静载荷作用下的力学性能指标。实际上，许多机器零件都是在循环载荷下工作的，在这种条件下零件会产生疲劳（疲劳断裂）。

5. 冲击韧度

以很大速度作用于机件上的载荷称为冲击载荷，金属在冲击载荷作用下抵抗破坏的能力叫做冲击韧度。

1.1.2 铁碳相图

纯铁中铁的质量分数在99.8%～99.9%，在1538℃结晶为δ-Fe，晶格为体心立方，在1394℃时晶体结构发生转变，变为γ-Fe，晶格为面心立方，在912℃时再次发生转变，变为α-Fe，晶格为体心立方，这是铁的三种同素异晶状态。这种固态下的同素异晶转变称之为重结晶，它与钢的合金化与热处理有密切关系。

碳可以溶于γ-Fe和α-Fe中，以间隙原子的形式存在。在1394℃时，碳溶于γ-Fe，称为奥氏体，这时碳一般存在于面心立方的8面体空隙中；在912℃时，碳溶于α-Fe，称为铁素体，碳存在于体心立方的8面体空隙中。其实碳也能溶于δ-Fe，碳的质量分数为0.09%。

纯铁的塑性和韧性很好，但是强度太低，所以工业上一般都是采用铁碳合金。碳可以溶于铁中，但是溶量有限，于是剩下的碳以两种形式存在：一种形式是与铁的间隙化合物Fe_3C，称为渗碳体；一种是石墨。

铁碳合金是现代工业中应用最广泛的金属材料。不同成分的铁碳合金，在不同温度下具有不同的组织，因而表现出不同的性能。为了解铁碳合金成分、组织和性能之间的关系，我们需要认识Fe-Fe_3C相图。

1. 铁碳相图

铁碳相图是表示在平衡条件（加热或冷却过程均极其缓慢）下，铁碳合金系的成分、温度和组织三者间关系的图形。因实际可用铁碳合金的w（C）<6.69%，并可将渗碳体［w（C）=6.69%，且为稳定的金属化合物］视为组元，故对铁碳相图只需研究w（C）=0%～6.69%的部分，即Fe-Fe_3C相图，如图1-1所示。

相图的纵坐标表示温度，横坐标表示成分；图中各区域分别表示在相应的成分、温度条件下，铁碳合金所处的组织状态。

由图1-1我们可以看到碳的质量分数最高可以到6.69%，处于*ABCD*连线以上的部分为液相区，*AHJECF*连线以下为固相区，*HJB*线这一段发生了包晶转

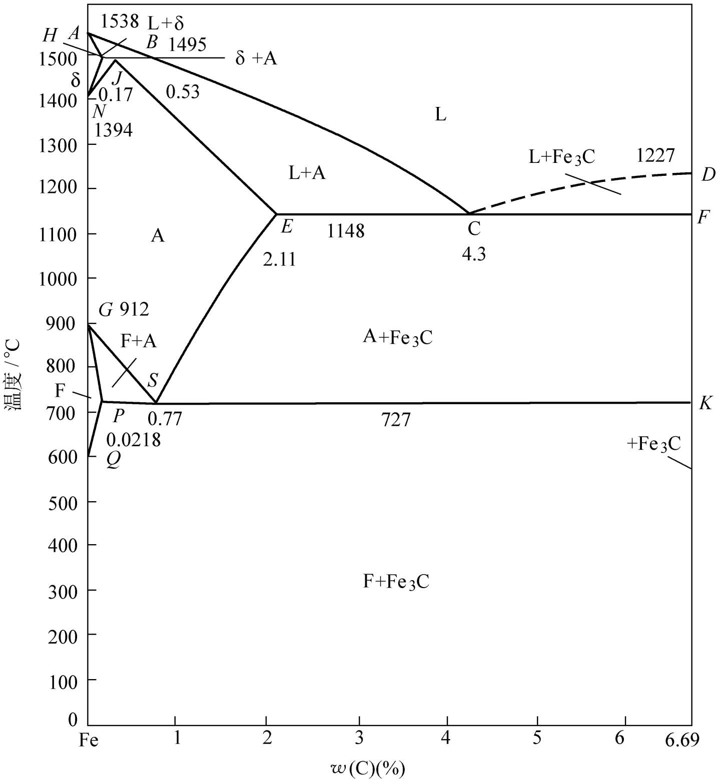


图 1-1　铁碳相图

变，包晶转变是指在结晶过程中，已成为固相的部分被液相部分包围从而转变成另一种固相部分，液相的 *B* 和 δ 相的 *H* 转变为 γ 相的 *J*，我们可以看到，这条线非常短，说明发生转变的区域碳的质量分数范围很窄，为 0.09% ~0.53%。*ECF* 线发生了共晶转变，共晶转变是指某液相在结晶时同时转变为两种固相，液相 *C* 转变为 γ 相和 Fe_3C，γ-Fe 和 Fe_3C 的机械混合物称为莱氏体，这条线就比较长了，说明发生转变的碳的范围比较宽，质量分数为 2.11% ~6.69%。*PSK* 线（A_1 线）发生的是共析转变，共析转变是指由一种固相转变为两种固相的变化，γ-Fe 转变为 α-Fe 和 Fe_3C，α-Fe 和 Fe_3C 的机械混合物称为珠光体，可以看到发生这个转变的碳的含量范围是相当宽了，超过 0.0218% 碳质量分数的合金都要发生这个转变。*GS* 线（A_3 线），这条线说明了碳质量分数的不同 γ 相中开始析出 α 相的温度是怎样变化的，我们可以看到，随着碳的质量分数从 0% ~0.77% 不断升高，转变开始的温度在不断降低。*ES* 线（A_{cm}线）是碳在 γ-Fe 中的溶解度线，当某浓度的碳在低于相应的这个温度时，开始析出 Fe_3C，我们可以看到随着碳的含量在 0.77% ~2.11% 不断升高时，开始析出 Fe_3C 的温度在不

断升高。*PQ* 线，碳在 α 相中的溶解度线，道理同 *ES* 线，当碳的质量分数在 0% ~0.0218% 不断升高时，析出 Fe_3C 的温度不断升高。

通常按照会不会发生共晶转变来区分碳钢和铸铁，由相图我们可以看到，碳的质量分数小于 2.11% 时不发生共晶转变，那么碳质量分数小于 2.11% 的合金称为碳钢，大于的称为铸铁。根据相图，我们把铁碳合金按照碳的质量分数划分为 7 种类型：小于 0.0218% 为工业纯铁，0.77% 为共析钢，0.0218% ~ 0.77% 为亚共析钢，0.77% ~2.11% 为过共析钢，4.30% 为共晶白口铸铁，2.11% ~4.30% 为亚共晶白口铸铁，4.30% ~6.69% 为过共晶白口铸铁。

2. 铁碳合金的基本相

在铁碳合金中，碳能分别溶入 α-Fe 和 γ-Fe 的晶格中而形成两种固溶体。当铁碳合金的碳质量分数超过固溶体的溶解度时，多余的碳与铁形成金属化合物 Fe_3C。因此，铁碳合金有三种基本相：铁素体、奥氏体和渗碳体。

（1）铁素体　碳溶入体心立方晶格的 α-Fe 中形成的间隙固溶体（图 1-2）称为铁素体（符号为 F），其显微组织如图 1-3 所示。

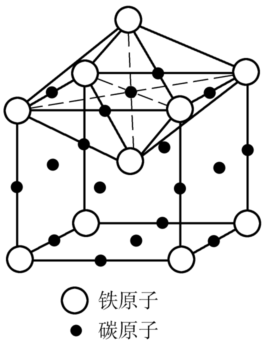


图 1-2　铁素体晶体结构示意图

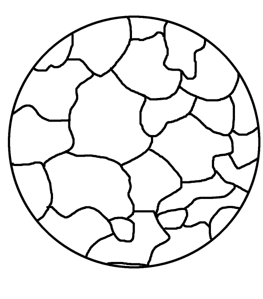


图 1-3　铁素体显微组织示意图

由于体心立方晶格的空隙多而分散，每一个空隙容积很小，故铁素体的溶碳能力弱。在 727℃时，碳在铁素体中的最大溶解度为 *w*（C）=0.02%，随温度下降，其溶解度降低，600℃时，降至 *w*（C）=0.008%。铁素体的性能近似于纯铁，即强度、硬度低，而塑性、韧性好（σ_b =180 ~230MPa，80HBW，δ = 40%，$A_K \approx$140J）。铁素体在 768℃以下呈铁磁性。

（2）奥氏体　碳溶入面心立方晶格的 γ-Fe 中形成的固溶体（图 1-4）称为奥氏体（符号为 A），其显微组织如图 1-5 所示。

由于面心立方晶格的空隙少而集中，每一个空隙容积较大，故奥氏体的溶碳能力较强。在 1148℃时，碳在奥氏体中的最大溶解度达 *w*（C）=2.11%，而在 727℃时降至 *w*（C）=0.77%。奥氏体的强度、硬度不高，但塑性、韧性很

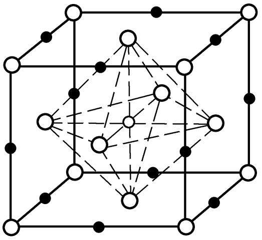


图 1-4　奥氏体晶体结构示意图

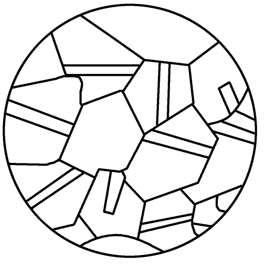


图 1-5　奥氏体显微组织示意图

好（$\sigma_b \approx 400$MPa，160～200HBW，$\delta = 40\% \sim 50\%$），奥氏体呈非铁磁性。

（3）渗碳体　铁与碳形成的金属化合物 Fe_3C 称为渗碳体。渗碳体的成分固定不变［w（C）＝6.69%］，硬度很高（860HV），但塑性、韧性极差（$\delta \approx 0$，$A_K \approx 0$）。

铁碳合金的室温组织，一般是在铁素体基体上分布着片状、粒状或网状渗碳体。由于渗碳体在合金中起第二相强化作用，故随碳的质量分数增高，铁碳合金中的渗碳体增多，而使其硬度强度增高、塑性韧性下降。当碳的质量分数高达 6.69% 时，铁碳合金的组织全部为硬而脆的渗碳体而无法使用。此外，渗碳体的大小、形状和分布对铁碳合金的性能也有很大的影响。

1.1.3　碳的质量分数对合金性能的影响

按照碳的质量分数不同，室温时的合金组织可分为 7 种类型。

当碳的质量分数小于 0.0218% 时为工业纯铁，由相图可以得知，在金属液冷却到室温时，合金为铁素体和三次渗碳体。

当碳的质量分数为 0.77% 时为共析钢，在金属液冷却到室温时，合金的组织是珠光体，珠光体是铁素体和 Fe_3C 的机械混合物。工业纯铁的组织是铁素体和三次渗碳体，三次渗碳体是由于碳在 α-Fe 中的浓度饱和，从铁素体中析出的 Fe_3C，而珠光体则是铁素体和 Fe_3C 的机械混合物，是通过奥氏体的共析转变得到的，机械混合物的浓度比例是一定的。

当碳的质量分数在 0.0218%～0.77% 之间时，为亚共析钢，在金属液冷却到室温时，合金的组织是珠光体＋铁素体，并且亚共析钢中的碳质量分数越高，室温组织中的珠光体越多。

过共析钢的碳质量分数在 0.77%～2.11%，在金属液冷却到室温时，合金的组织为珠光体＋二次渗碳体，并且碳的质量分数越高，得到的二次渗碳体量越大。

当碳的质量分数为4.30%时，为共晶白口铸铁，合金的室温组织比较复杂一点，因为在冷却到1148℃时，发生共晶转变得到莱氏体（铁素体和Fe_3C的机械混合物），在这个温度以下后，由于浓度饱和铁素体中析出二次渗碳体，在冷却到727℃时，奥氏体发生共析转变得到珠光体，那么实际上得到的就是珠光体+二次渗碳体+莱氏体中剩下的Fe_3C，这种室温组织保留了高温共晶转变产物莱氏体的形态特征，但是组成相的奥氏体已经发生了转变，故称为变态莱氏体。

亚共晶白口铸铁的碳质量分数为2.11%～4.30%，当金属液冷却到室温时，合金的室温组织为变态莱氏体+珠光体+二次渗碳体。

过共晶白口铸铁的碳质量分数在4.30%～6.69%，当金属液冷却到室温时，合金的室温组织为变态莱氏体+一次渗碳体。

我们可以看到，随着碳质量分数的升高，Fe_3C的含量在升高，存在形态也在发生变化，最开始存在于铁素体基体内，然后存在于奥氏体晶界上，最后作为基体存在，可见不同碳的质量分数，合金的组织是不一样的，这也是造成性能不同的根本原因。铁素体是软韧相而Fe_3C是硬脆相，当铁素体为基体时，Fe_3C越多，分布越均匀，那么材质的硬度越高，但是如果Fe_3C分部在晶界上甚至作为基体出现时，材质的塑性和韧性会大大降低。

1.2 过冷奥氏体转变图

根据铁碳相图，共析钢加热到超过A_1温度时，全部转变为奥氏体；而亚共析钢和过共析钢必须加热到A_3和A_{cm}以上才能获得单相奥氏体。在实际热处理加热条件下，相变是在不平衡条件下进行的，其相变点与相图中的相变温度有一些差异。由于过热和过冷现象的影响，加热时相变温度偏向高温，冷却时偏向低温，这种现象称为滞后。加热或冷却速度越快，则滞后现象越严重。图1-6表示加热和冷却速度对碳钢临界温度的影响。通常把加热时的实际临界温度标以字母“c”，如Ac_1、Ac_3、Ac_{cm}；而把冷却时的实际临界温度标以字母“r”，如Ar_1、Ar_3、Ar_{cm}等。

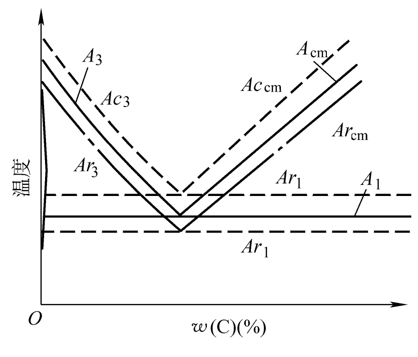


图1-6 加热和冷却速度对钢临界温度的影响

1.2.1 钢在加热时的转变

多数情况下，钢的热处理需要先加热得到奥氏体，然后以不同速度冷却使

奥氏体转变为不同的组织，得到钢的不同性能。因此掌握热处理规律，首先要研究钢在加热时的变化。

1. 加热时奥氏体的形成过程

（1）共析钢的加热转变　从铁碳相图中看到，钢加热到 727℃（铁碳相图的 *PSK* 线，又称 A_1 温度）以上的温度珠光体转变为奥氏体。这个加热速度十分缓慢，实际热处理的加热速度均高于这个缓慢加热速度，实际珠光体转变为奥氏体的温度高于 A_1，定义实际转变温度为 Ac_1。Ac_1 高于 A_1，表明出现热滞后，加热速度越快，Ac_1 越高，同时完成珠光体向奥氏体转变的时间也越短。

共析碳钢（含 0.77% C）加热前为珠光体组织，一般为铁素体与渗碳体相间排列的层片状组织，加热过程中奥氏体转变过程可分为四步进行，如图 1-7 所示。

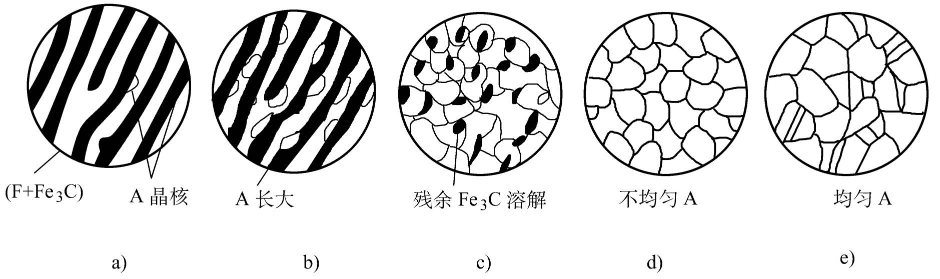


图 1-7　珠光体向奥氏体转变示意图

第一阶段：奥氏体晶核的形成。由 $Fe\text{-}Fe_3C$ 状态图知：在 A_1 温度铁素体含约 0.0218% C，渗碳体含 6.69% C，奥氏体含 0.77% C。在珠光体转变为奥氏体过程中，原铁素体由体心立方晶格改组为奥氏体的面心立方晶格，原渗碳体由复杂斜方晶格转变为面心立方晶格。所以，钢的加热转变既有碳原子的扩散，也有晶体结构的变化。基于能量与成分条件，奥氏体晶核在珠光体的铁素体与渗碳体两相交界处产生（图 1-7a），这两相交界面越多，奥氏体晶核越多。

第二阶段：奥氏体的长大（图 1-7b）。奥氏体晶核形成后，它的一侧与渗碳体相接，另一侧与铁素体相接。随着铁素体的转变（铁素体区域的缩小），以及渗碳体的溶解（渗碳体区域缩小），奥氏体不断向其两侧的原铁素体区域及渗碳体区域扩展长大，直至铁素体完全消失，奥氏体彼此相遇，形成一个个奥氏体晶粒。

第三阶段：残余渗碳体的溶解（图 1-7c）。由于铁素体转变为奥氏体的速度远高于渗碳体的溶解速度，在铁素体完全转变之后尚有不少未溶解的“残余渗碳体”存在，还需一定时间保温，让渗碳体全部溶解。

第四阶段：奥氏体成分的均匀化。即使渗碳体全部溶解，奥氏体内的成分仍不均匀（图 1-7d），在原铁素体区域形成的奥氏体碳的质量分数偏低，在原渗碳体区域形成的奥氏体碳的质量分数偏高，还需保温足够时间，让碳原子充分扩散，奥氏体成分才可能均匀（图 1-7e）。

珠光体转变为奥氏体并使奥氏体成分均匀必须有两个必要而充分的条件：一是温度条件，要在 Ac_1 以上加热；二是时间条件，要求在 Ac_1 以上温度保持足够时间。在一定加热速度条件下，超过 Ac_1 的温度越高，奥氏体的形成与成分均匀化需要的时间越短；在一定的温度（高于 Ac_1）条件下，保温时间越长，奥氏体成分越均匀。还要看到奥氏体晶粒由小尺寸变为大尺寸是一个自发过程，在 Ac_1 以上的一定加热温度下，过长的保温时间会导致奥氏体晶粒的合并，尺寸变大。相对之下，相同时间加热，高的加热温度导致奥氏体晶粒尺寸的增大倾向明显大于低加热温度的奥氏体晶粒长大倾向。奥氏体晶粒尺寸过大（或过粗）往往导致热处理后钢的强度降低，工程上往往希望得到细小而成分均匀的奥氏体晶粒，为此可以采用：途径之一是在保证奥氏成分均匀情况下选择尽量低的奥氏体化温度；途径之二是快速加热到较高的温度经短暂保温使形成的奥氏体来不及长大而冷却得到细小的晶粒。

工程上把奥氏体晶粒尺寸大小定义为晶粒度，并分为 8 级，其中 1 ~ 4 级为粗晶粒，5 级以上为细晶粒，超过 8 级为超细晶粒。

（2）非共析钢的加热转变　亚共析钢与过共析钢珠光体加热转变为奥氏体的过程与共析钢转变过程是一样的，即在 Ac_1 温度以上加热无论亚共析钢或是过共析钢中的珠光体均要转变为奥氏体。不同的是还有亚共析钢的铁素体的转变与过共析钢的二次渗碳体的溶解。更重要的是铁素体的完全转变要在 A_3 温度（$Fe\text{-}Fe_3C$ 相图的 GS 线）以上，考虑热滞后实际要在 Ac_3 以上，二次渗碳体的完全溶解要在温度 Ac_m（$Fe\text{-}Fe_3C$ 相图的 ES 线）以上，考虑热滞后要在 Ac_{cm} 以上。即亚共析钢加热后组织全为奥氏体需在 Ac_3 以上，对过共析钢要在 Ac_{cm} 以上。如果亚共析钢仍仅在 $Ac_1 \sim Ac_3$ 温度之间加热，无论加热时间多长加热后的组织仍为铁素体与奥氏体共存。对过共析钢在 $Ac_1 \sim Ac_{cm}$ 温度之间加热，加热后的组织应为二次渗碳体与奥氏体共存。加热后冷却过程的组织转变也仅是奥氏体向其他组织的转变，其中的铁素体及二次渗碳体在冷却过程中不会发生转变。

2. 钢的加热工艺选择

钢的加热工艺包含加热温度与加热时间。

加热温度的选择，原则上可根据钢的相图参考确定。实际生产中还要考虑加热方式、不同热处理类型以及钢的具体成分等因素作必要调整。

加热时间指的是升温与保温时间的总和。加热工件到要求的温度（实为零件表面温度）所需时间为升温时间。保温时间是工件表面与心部都达到要求温

度所需的时间。升温时间主要取决于加热速度。保温时间取决于钢的化学成分、工件尺寸与形状以及加热炉类型等诸因素。加热速度快，升温时间短，生产效率高。但是对于高合金钢，以及形状复杂的工件过快的加热速度会导致升温过程中工件变形甚至开裂报废。保温时间以工件心部热透（到达要求温度）及成分均匀化合乎要求进行计算。一般碳素结构钢在 800℃左右的箱式电炉中加热，以每 1mm 直径或 1mm 厚度保温 1.0～1.5min 为宜；若采用盐浴炉加热，保温时间可以缩短，每 1mm 直径或 1mm 厚度保温时间可为 0.3～0.45min。

3. 钢的加热缺陷

（1）钢加热时常见的缺陷

1）氧化。加热时的氧化性气氛（如空气，气氛中含 O_2、CO_2、H_2O 等）氧化钢铁，在工件表面形成 FeO、Fe_2O_3、Fe_3O_4 等氧化物。在温度 560℃以下，主要形成 Fe_3O_4 这类比较致密的氧化物，它可使钢表面与氧化性气氛隔离，阻止钢表面进一步氧化。但钢的奥氏体化温度多在 560℃以上，钢被氧化形成以 FeO 为主的疏松的氧化物层，很容易脱落，依加热温度升高加热时间增长其氧化物层厚度增加，不仅导致钢的烧损加大，而且使零件尺寸变小，表面粗糙，更重要的还严重影响后序热处理的质量。

2）脱碳。钢加热过程中脱碳，即钢中的碳被烧损使钢表面碳的质量分数降低的现象。伴随氧化常发生脱碳，氧化性气氛也是脱碳的气氛，H_2 虽是还原性气氛亦是脱碳气氛。一般钢中碳的质量分数越高，脱碳越严重。由于脱碳使钢件表面碳的质量分数下降，导致钢件机械强度下降，特别是工件的疲劳强度下降，耐磨损性能降低。

3）过热。钢的过热指的是加热温度比正常温度偏高，出现的现象是钢的奥氏体晶粒较正常的要大，即晶粒变粗。结果是钢的塑性、韧性、强度降低，同时工件热处理后变形加大，还可能导致热处理裂纹，使工件报废。过热的工件一般可再在较低温度加热，重新使奥氏体晶粒细化，予以补救。

4）过烧。指的是加热温度太高，奥氏体晶界或部分晶界氧化甚至熔化的现象。后果是处理的工件很脆，如果锻造一锻即裂，过烧的工件只能报废，无法挽救，因而是致命性的。

（2）加热缺陷的防止办法

1）真空加热。工件在真空中加热是防止氧化脱碳的最有效措施，是热处理工艺的发展方向，在发达国家应用普遍。问题是，真空加热用的设备投资大，工艺成本较高。

2）可控气氛加热。工件加热过程中向炉内充入一定保护性气氛，保证钢在不脱碳、不增碳、不氧化的气氛下加热。实践证明它是行之有效与可靠的方法，也是发达国家应用十分普遍的工艺，是现代热处理的发展方向之一。但需要一

套制取可控气氛的发生装置，由于成本较高，原材料来源不广泛限制了它的应用。

3）盐浴加热。工件置于一熔化了的中性盐液中加热，盐液进行充分脱氧，保证工件加热过程中少氧化，甚至无氧化。问题主要是粘在工件上的盐难以清洗洁净，清洗不干净会导致储存及应用过程易于长锈。此外操作过程中盐液遇水易炸，不小心易使人体灼伤，要十分注意操作安全。

1.2.2 钢在冷却时的转变

同一种钢加热到奥氏体状态后，由于尔后的冷却速度不一样，奥氏体转变成的组织不一样，因而所得的性能也不一样。研究奥氏体冷却转变常用等温转变图（过冷奥氏体在一定温度下随时间变化的组织转变情况，亦称 C 曲线或 TTT 曲线）及连续冷却转变图（过冷奥氏体依冷却速度变化的组织转变情况，亦称 CCT 曲线）。奥氏体等温转变图是选择热处理冷却制度的参考内容，奥氏体连续冷却转变图更能反映热处理冷却状况，常作为选择热处理冷却制度的依据。

1. 过冷奥氏体等温转变图

图 1-8 为共析钢过冷奥氏体的等温转变图。纵坐标表示转变温度，横坐标表示转变时间。它反映了奥氏体在快速冷却到临界点以下在各不同温度的保温过程中，温度、时间与转变组织、转变量的关系。

图 1-8 中靠近纵坐标的第一条曲线，反映过冷奥氏体相应于一定温度开始转变为其他组织的时间，称为转变开始线；接着的第二条曲线，反映了过冷奥氏体相应于一定温度转变为其他组织的终了时间，称为转变终了线。在 $A_1 \sim M_s$ 之间及转变开始线以左的区域为过冷奥氏体区；转变终了线以右，M_f 以下为转变产物区；而转变开始线与转变终了线之间为转变过渡区。

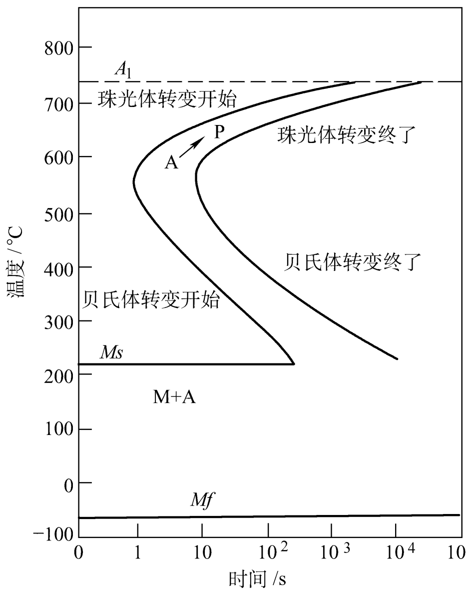


图 1-8　共析钢过冷奥氏体等温转变图

2. 过冷奥氏体连续冷却转变图

图 1-9 是共析钢过冷奥氏体连续冷却转变图。图中，*Ps* 线为过冷奥氏体转变为珠光体的开始线，*Pf* 为转变终了线，两线之间为转变过渡区。*KK'* 线为转变的中止线，当冷却曲线碰到此线时，过冷奥氏体就中止向珠

光体型的组织转变，继续冷却一直保持到 *Ms* 点以下，使剩余的奥氏体转变为马氏体。v_k 称为奥氏体连续冷却转变图的临界冷却速度，它是获得全部马氏体组织（实际中还含有一小部分残留奥氏体）的最小冷却速度。

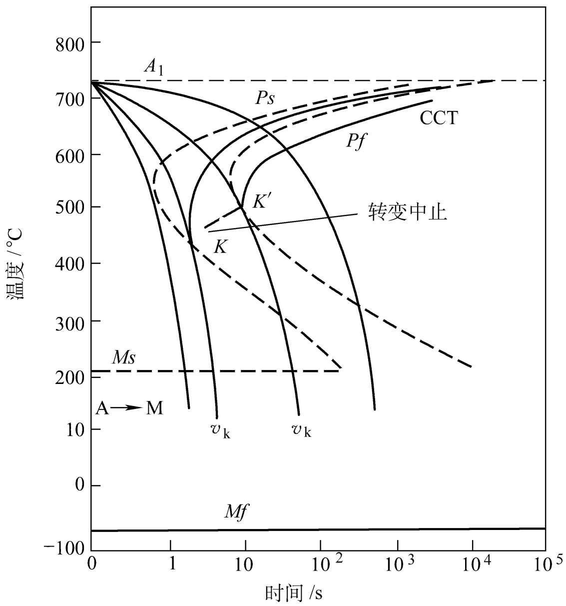


图 1-9　共析钢过冷奥氏体连续冷却转变图

以不同的冷却速度连续冷却时，过冷奥氏体将会转变为不同的组织。通过连续冷却转变图可以了解冷却速度与过冷奥氏体转变组织的关系。根据连续冷却图与奥氏体连续冷却转变图交点的位置，可以判断连续冷却转变的产物。由图中可知，冷却速度大于 v_k 时，连续冷却转变得到马氏体组织；当冷却速度小于 v_k'时，连续冷却转变得到珠光体组织；而冷却速度大于 v_k'而小于 v_k 时，连续冷却转变将得到珠光体 + 马氏体组织。

临界冷却速度越小，奥氏体越稳定，因而即使在较慢的冷却速度下也会得到马氏体。这对淬火工艺操作具有十分重要的意义。

1.3　几种金相组织及其应用

以共析钢为例来讨论。

1.3.1　珠光体转变及其组织

1. 珠光体组织

在温度 A_1 以下至 550℃左右的温度范围内，过冷奥氏体转变产物是珠光体，

即形成铁素体与渗碳体相间排列的层片状的机械混和物组织（见图 1-10），所以这种类型的转变又叫珠光体转变。

在珠光体转变中，由 A_1 以下温度依次降到鼻尖的550℃左右，层片状组织的片间距离依次减小。根据片层的厚薄不同，这类组织又可细分为三种。

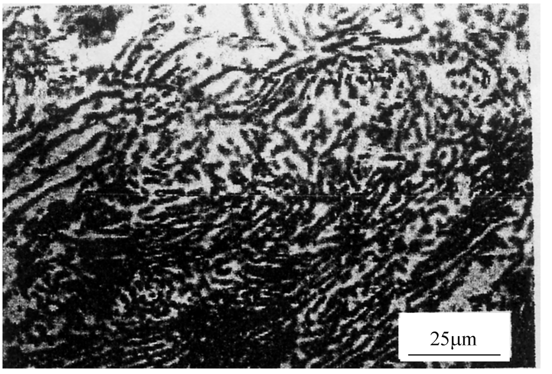


图 1-10　珠光体组织

第一种是珠光体，其形成温度为 A_1 ~650℃，片层较厚，一般在 500 倍的光学显微镜下即可分辨。用符号“P”表示。

第二种是索氏体，其形成温度为 650 ~600℃，片层较薄，一般在 800 ~1000 倍光学显微镜下才可分辨。用符号“S”表示。

第三种是托氏体，其形成温度为 600 ~550℃，片层极薄，只有在电子显微镜下才能分辨。用符号“T”表示。

实际上，这三种组织都是珠光体，其差别只是珠光体组织的“片间距”大小，形成温度越低，片间距越小。这个“片间距”越小，组织的硬度越高，托氏体的硬度高于索氏体，远高于粗珠光体。

2. 珠光体转变过程

奥氏体转变为珠光体的过程也是形核和长大的过程。如图 1-11 所示，当奥氏体过冷到 A_1 以下时，首先在奥氏体晶界上产生渗碳体晶核，通过原子扩散，渗碳体依靠其周围奥氏体不断地供应碳原子而长大。同时，由于渗碳体周围奥氏体碳的质量分数不断降低，从而为铁素体形核创造了条件，使这部分奥氏体转变为铁素体。由于铁素体溶碳能力低，所以又将过剩的碳排挤到相邻的奥氏体中，使相邻奥氏体碳的质量分数增高，这又为产生新的渗碳体创造了条件。如此反复进行，奥氏体最终全部转变为铁素体和渗碳体片层相间的珠光体组织。

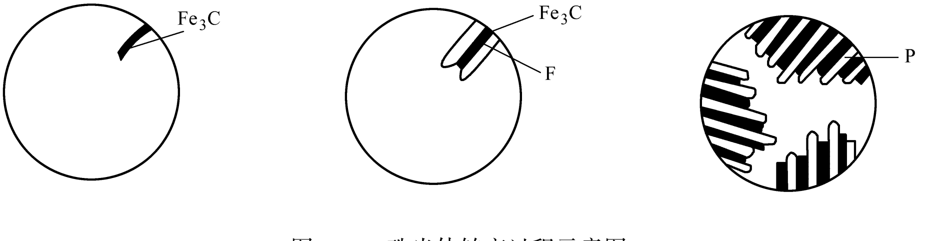


图 1-11　珠光体转变过程示意图

珠光体转变是一种扩散型转变，即铁原子和碳原子均进行扩散。

1.3.2　贝氏体转变及其组织

1. 贝氏体组织

过冷奥氏体在 550℃ ~ *Ms*（马氏体转变开始温度）的转变称为中温转变，其转变产物为贝氏体型，所以也叫贝氏体转变。贝氏体用符号“B”表示，它仍是由铁素体与渗碳体组成的机械混和物，但其形貌与渗碳体的分布与珠光体型不同，硬度也比珠光体型的高。

根据贝氏体的组织形态和形成温度区间的不同又可将其划分为上贝氏体（$B_{上}$）与下贝氏体（$B_{下}$）。上贝氏体的形成温度为 550 ~ 350℃，它的硬度比同样成分的下贝氏体低，韧性也比下贝氏体差，所以上贝氏体的力学性能很差，脆性很大，强度很低，基本上没有实用价值。下贝氏体的形成温度为 350℃ ~ *Ms*，它有较高的强度和硬度，还有良好的塑性和韧性，具有较优良的综合力学性能，是生产上常用的组织。获得下贝氏体组织是强化钢材的途径之一。下贝氏体的组织特征见图 1-12，贝氏体的性能特征见表 1-1。



图 1-12　下贝氏体的显微组织

表 1-1　贝氏体的性能特征

组织名称	形成温度/℃	显微组织特征	硬度 HRC	其他
上贝氏体	400 ~ 550	铁素体呈平行扁平状，细小渗碳体条断续分布在铁素体之间，在光学显微镜下呈暗灰色羽毛状特征	40 ~ 45	韧性差
下贝氏体	240 ~ 400	铁素体呈针叶状，细小碳化物呈点状分布在铁素体中，在光学显微镜下呈黑色针叶状特征	45 ~ 55	韧性较好

2. 贝氏体的转变过程

在中温区发生奥氏体转变时，由于温度较低，铁原子扩散困难，只能以共格切变的方式来完成原子的迁移，而碳原子则有一定的扩散能力，可以通过短程扩散来完成原子迁移，所以贝氏体转变属于半扩散型相变。在贝氏体转变中，存在着两个过程，一是铁原子的共格切变，二是碳原子的短程扩散。

当温度较高（550～350℃）时，条状或片状铁素体从奥氏体晶界开始向晶内以同样方向平行生长。随着铁素体的伸长和变宽，其中的碳原子向条间的奥氏体中富集，最后在铁素体条之间析出渗碳体短棒，奥氏体消失，形成上贝氏体。

当温度较低（350℃～*Ms*）时，碳原子扩散能力低，铁素体在奥氏体的晶界或晶内的某些晶面上长成针状。尽管最初形成的铁素体固溶碳原子较多，但碳原子不能长程迁移，因而不能逾越铁素体片的范围，只能在铁素体内一定的晶面上以断续碳化物小片的形式析出，从而形成下贝氏体。

1.3.3 马氏体转变及其组织

1. 马氏体组织及其性能特点

过冷奥氏体在马氏体开始形成温度 *Ms* 以下转变为马氏体，这个转变持续至马氏体形成终了温度 *Mf*。在 *Mf* 以下，过冷奥氏体停止转变。除 Al、Co 元素外，溶解到奥氏体中的元素均使 *Ms*、*Mf* 下降，奥氏体中碳的质量分数对 *Ms*、*Mf* 温度的影响见图 1-13。碳的质量分数增加，*Ms*、*Mf* 点降低。经冷却后未转变的奥氏体保留在钢中，称为残留奥氏体。在 *Ms* 与 *Mf* 温度之间过冷奥氏体与马氏体共存。在 *Ms* 温度以下，转变温度越低，残留奥氏体量越少。由图 1-13 可知，随奥氏体中碳质量分数的增加 *Ms* 和 *Mf* 均会降低，可见在同样的冷却速度下（或冷却介质中），奥氏体中碳的质量分数越高，马氏体中的残留奥氏体就越多。

马氏体形成的温度已是碳原子难以扩散的温度，它是由过冷奥氏体按无扩散型转变机制的转变产物，马氏体与过冷奥氏体碳的质量分数相等，晶格同于铁素体为体心立方。体心立方晶格的铁素体在室温含约 0.008% C，对共析钢马氏体的晶格内含约 0.77% C，为此导致体心立方晶格畸变为体心正方晶格，见图 1-14，因此马氏体是含过饱和碳的固溶体，是单一的相，同高温、中温转变产物有本质区别。

马氏体的形貌常有针状（见图 1-15a）及板条状（见图 1-15b）两种，前一种一般出现在高碳钢中，后一种一般出现在低碳钢中。“针”或“条”的粗细主要取决于奥氏体晶粒的尺寸大小，奥氏体晶粒越大，“针”或“条”越粗。

马氏体的硬度主要取决于其中碳的质量分数，碳的质量分数越高，马氏体硬度越高，见图 1-16 曲线 *c*。实际淬火钢硬度取决于马氏体、残留奥氏体及其他不转变物（铁素体或二次渗碳体）的含量。图 1-16 曲线 *a* 示出了亚共析钢在

Ac_3 温度以上及过共析钢在 Ac_{cm}以上奥氏体化加热再淬火后钢硬度同钢碳含量的关系。

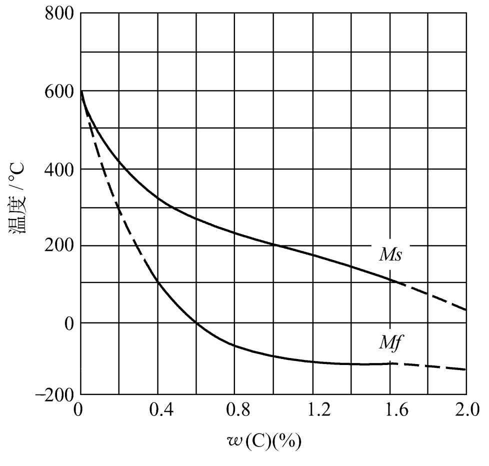


图 1-13　碳质量分数对 *Ms* 与 *Mf* 温度的影响

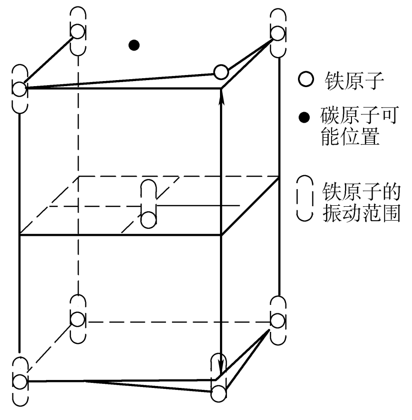
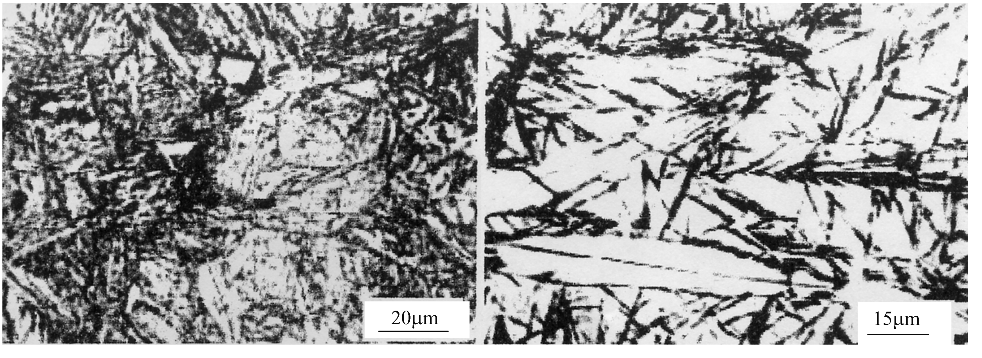


图 1-14　马氏体晶格示意图



a)　　　　b)

图 1-15　马氏体的显微组织

a）板条状马氏体　b）针状马氏体

马氏体转变的特点：马氏体转变同样是一个形核和长大的过程。它的主要特点是：①无扩散性；②有共格位向关系；③在不断降温的过程中形成；④高速长大；⑤马氏体转变的不完全性。

由上面可见淬火到室温不能得到 100% 的马氏体，而保留了一定数量的奥氏体，即残留奥氏体。残留奥氏体的存在不仅降低了淬火钢的硬度和耐磨性，而且在零件长期使用过程中，残留奥氏体会继续变为马氏体，使零件尺寸发生变化，尺寸精度降低。因此，对某些高精度零件淬火冷至室温后，还要进行深冷

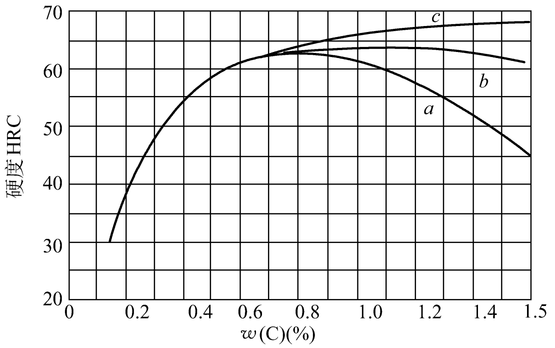


图 1-16 碳对淬火钢硬度的影响

a 曲线—钢在 Ac_1 及 Ac_{cm} 以上加热淬火后硬度与碳含量的关系

b 曲线—亚共析钢在 Ac_3 以上及过共析钢在 Ac_1 以上加热淬火后硬度与碳含量的关系

c 曲线—纯马氏体的硬度与马氏体碳含量的关系

处理。

2. 深冷处理技术

深冷处理是近年来兴起的一种改善金属工件性能的新工艺。

所谓深冷处理，就是用液氮（-196℃）作为冷却介质将淬火后金属材料的冷却过程继续下去，达到远低于室温的某一温度，促使常规热处理后所存在的残留奥氏体得到进一步转化，从而改善金属材料性能。深冷处理后能明显地提高金属工件的耐磨性、韧性和尺寸稳定性，使工件的使用寿命成倍地提高。

深冷处理技术的改进效果是渗入处理件的内部（整体效应），不限于表面，所以对刃具进行重磨再用时，不会使工件的改性效果失效；对工件的形状和尺寸不但不会引起变化，而且有增强尺寸稳定性和减小淬火应力的作用；工艺系统简便，耗电量少，不受工件的形状和尺寸限制，操作简便；无任何环境污染，是完全的环保型技术。

深冷处理技术在国外已应用于刃具、量具、模具以及精密零件，如油泵的油嘴、发动机的涡轮轴、轧辊、阀门、齿轮、弹簧等工件的改性。深冷改性技术的应用正逐步得到企业界的重视和发展，目前已经获得的实验结果和取得的成果表明，深冷改性技术可以在以下几个方面得到应用：

1）高速钢刀具、刃具、量具寿命的提高。

2）硬质合金的刀具、刃具寿命的提高。

3）硬质合金的钻头、钻具的寿命提高。

4）金刚石制成品的性能改善，如人造金刚石热稳定性提高、人造金刚石矿用钻头、金刚石 ϕ105mm 锯片等的性能提高。

5）金刚石热压机的顶锤性能提高。

6）精密机械装配零件的尺寸稳定。

7）碳纤维丝的性能提高。

8）油嘴、弹簧、齿轮、轴承的使用寿命提高。

9）机械制造产业中的热作模具、冷作模具使用寿命提高。

1.4　铁碳相图的应用

铁碳相图反映了铁碳合金组织随温度和成分变化的规律，利用它可以分析不同成分铁碳合金的性能，指导选择材料，同时还是制订各种热加工工艺的重要依据。

1. 在选材方面的应用

根据成分-组织-性能的关系规律，若需要塑性、韧性高的材料应选用低碳钢；若需要强度、塑性及韧性都较好的材料应选用中碳钢；需要硬度高、耐磨性好的材料应选用高碳钢。一般低碳钢和中碳钢主要用来制造机器零件或建筑结构件，高碳钢用来制造各种工具。

白口铸铁具有很高的硬度和脆性，抗磨损性能高，可用作需要耐磨而不受冲击载荷的工件，如拔丝模、犁铧、球磨机的铁球。此外，白口铸铁还可用作炼钢的原料，也可作为生产可锻铸铁的原始坯料。

2. 在铸造生产方面的应用

按照铁碳相图可以确定碳钢和铸铁的浇注温度。浇注温度一般在液相线以上 50～100℃。铸铁有共晶转变，铸铁性能比钢好。以共晶成分的白口铸铁和纯铁的铸造性能为最好。因为它们的结晶温度区间为零，故流动性好，分散缩孔较少，有可能得到致密的铸件。所以铸铁的成分应尽量选择在共晶点附近。钢的结晶温度区间随碳质量分数的增加而增大，但结晶开始温度却随碳质量分数的增加而降低，故生产上将铸钢的成分规定在适当的范围内，一般碳的质量分数为 0.15%～0.55%，因为这时力学性能较好，结晶温度区间相对较小，铸铁性能也较好（但比铸铁差得多）。

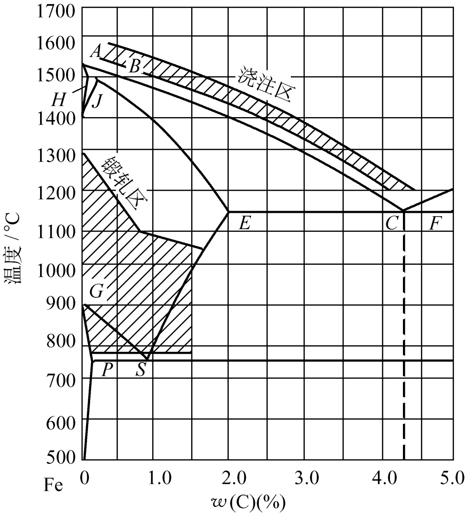


图 1-17　Fe-Fe_3C 相图与热加工温度之间的关系

3. 在压力加工工艺方面的应用

当钢处于奥氏体状态时，强度较低，塑性较好，便于塑性变形。因此，钢材的轧制或锻造必须选择在单相奥氏体区的适当温度范围内进行。其选择原则是开始轧制或锻造温度不得过高，以免钢材氧化严重和发生奥氏体晶界熔化，一般始锻（轧）温度控制在固相线以下 100～200℃。而终锻（轧）温度对亚共析碳钢应控制在稍高于 *GS* 线以上，对于过共析钢应控制在稍高于 *PSK* 线以上，温度不能过低，以免使钢材塑性差而导致裂纹。低碳钢由于塑性好，终锻温度可在 800℃左右。$Fe\text{-}Fe_3C$ 相图与热加工温度之间的关系如图 1-17 所示。

4. 在热处理方面的应用

各种热处理方法的加热温度也与 $Fe\text{-}Fe_3C$ 相图有密切的关系。退火、正火、淬火的温度选择都是以 $Fe\text{-}Fe_3C$ 相图为依据。

5. 在焊接工艺方面的应用

焊接时，由焊缝到母材各区域的加热温度是不同的，由 $Fe\text{-}Fe_3C$ 相图可知，在不同的加热温度下，会获得不同的高温组织，随后的冷却也就可能出现不同的组织和性能，这就需要在焊接后采用合适的热处理方法加以改善。

必须指出，使用 $Fe\text{-}Fe_3C$ 相图时还要考虑多种杂质或合金元素的影响。同时 $Fe\text{-}Fe_3C$ 相图不能说明快速加热或冷却时铁碳合金组织的变化规律。相图上各相的相变温度都是在所谓的平衡（即非常缓慢地加热和冷却）条件下得到的，所以实际生产过程中当钢铁材料冷却和加热速度较快时，不能完全用 $Fe\text{-}Fe_3C$ 相图来分析问题，还必须借助其他的理论知识。

第 2 章　钢的普通热处理

机床、汽车、摩托车、火车、矿山、石油化工、航空、航天等用的大量零部件需要通过热处理工艺改善其性能。据初步统计，在机床制造中，60% ~ 70% 的零件要经过热处理；在汽车、拖拉机制造中，需要热处理的零件多达 70% ~80%；而工模具及滚动轴承，则要 100% 进行热处理。总之，凡重要的零件都必须进行适当的热处理才能使用。

材料的热处理通常指的是将材料加热到相变温度以上发生相变，再施以冷却再发生相变的工艺过程。通过这个相变与再相变，材料的内部组织发生了变化，因而引起性能变化。例如碳素工具钢 T8，购回的经球化退火的材料其硬度仅为 20HRC，作为工具需经淬火并低温回火使硬度提高到 60 ~63HRC，这是因为内部组织由淬火之前的粒状珠光体转变为淬火加低温回火后的回火马氏体。同一种材料热处理工艺不一样其性能差别很大。热处理工艺（或制度）的选择要根据材料的成分，材料内部组织的变化依赖于材料热处理及其他热加工工艺，材料性能的变化又取决于材料的内部组织变化，材料成分—加工工艺—组织结构—材料性能这四者相互依成的关系贯穿在材料加工的全过程之中。

热处理工艺中有三大基本要素：加热、保温、冷却。这三大基本要素决定了材料热处理后的组织和性能。

加热是热处理的第一道工序。不同的材料，其加热工艺和加热温度都不同。加热分为两种，一种是在临界点 A_1 以下的加热，此时不发生组织变化；另一种是在 A_1 以上的加热，目的是为了获得均匀的奥氏体组织，这一过程称为奥氏体化。

保温的目的是要保证工件烧透，防止脱碳、氧化等。保温时间和介质的选择与工件的尺寸和材质有直接的关系。一般工件越大，导热性越差，保温时间就越长。

冷却是热处理的最终工序，也是热处理最重要的工序。钢在不同冷却速度下可以转变为不同的组织。

根据加热、冷却方式的不同及组织、性能变化特点的不同，热处理可以分为下列几类：

（1）普通热处理　包括退火、正火、淬火和回火等。

（2）表面热处理　包括感应淬火、火焰淬火、电接触淬火等。

（3）化学热处理　包括渗碳、渗氮和碳氮共渗等。

按照热处理在零件生产过程中所处的位置和作用不同，热处理工艺还可分为预备热处理和最终热处理。预备热处理是零件加工过程中的一道中间工序（也称为中间热处理），其目的是改善锻、铸毛坯件组织，消除应力，为后续的机械加工或进一步的热处理作准备。最终热处理是零件加工的最终工序，其目的是使经过成形工艺达到要求的形状和尺寸后的零件的性能达到所需要的使用性能。

2.1 退火工艺

2.1.1 退火工艺及其目的

退火是将工件加热到适当温度，保温一定时间，然后缓慢冷却的热处理工艺，又称“焖火”。实际生产中常采取随炉冷却的方式。

1. 退火的主要目的

①降低硬度，改善钢的成形和切削加工性能；②均匀钢的化学成分和组织；③消除内应力。

2. 工艺

加热温度：临界点（Ac_1、Ac_3 或 Ac_{cm}）以上或以下。

冷却方式：一般采用炉冷。生产中为了提高生产率，通常冷却到500℃左右出炉空冷或等温冷却方式，等温的温度和时间根据钢的奥氏体等温转变图确定。

保温时间：保证透烧，一般以 1.0～1.5mm/min 计算，并与钢材成分、工件厚度、装炉量和装炉方式有关。

2.1.2 常用退火工艺方法

根据处理的目的和要求的不同，钢的退火可分为完全退火、球化退火和去应力退火等。

1. 常用退火工艺、应用及目的

（1）完全退火　应用：适用于亚共析成分的碳钢和合金钢的铸件、锻件、焊接件及热轧型材，不适用于过共析钢。

目的：①细化晶粒，均匀组织；②调整硬度，改善切削加工性能；③消除内应力。

加热温度：Ac_3 +20～30℃，单相奥氏体区，完全奥氏体化。

室温组织：P+F，一般认为是平衡组织。

（2）球化退火　定义：使钢中碳化物球化而进行的退火工艺称为球化退火。

应用：主要用于共析钢、过共析钢和高碳合金钢的刃具、量具、模具等的

预备热处理。

目的：使钢中碳化物球化，降低硬度，提高塑性和切削加工性能；为淬火作组织准备。

加热温度：Ac_1 +20～30℃，奥氏体和二次渗碳体两相区，不完全奥氏体化。原因是过共析钢加热至 Ac_{cm} 以上奥氏体状态缓冷退火时，有网状二次渗碳体析出，使钢的强度、塑性和冲击韧度显著降低。

组织为球状珠光体（铁素体基体上分布颗粒状 Fe_3C）。

（3）扩散退火　应用：主要用于质量要求高的合金钢铸锭、铸件、锻件。

目的：消除偏析，使成分均匀化。

加热温度：Ac_3 或以上 150～200℃（1050～1150℃），保温 10～20h。

组织：亚共析钢为 P+F。

后果是晶粒粗大。由于加热温度高、时间长，会引起奥氏体晶粒严重粗化，因此，一般还需要进行一次完全退火或正火，细化晶粒，消除过热缺陷。

注意：高温扩散退火生产周期长，消耗能量大，工件氧化、脱碳严重，成本很高。只有一些优质合金钢及偏析较严重的合金钢铸件及钢锭才使用这种工艺。对于一般尺寸不大的铸件或碳钢铸件，因其偏析程度较轻，可采用完全退火来细化晶粒，消除铸造应力。

（4）去应力退火　工艺：将工件缓慢加热到 Ac_1 以下适当温度，保温 1～3h 后随炉缓冷。一般地，钢件在 500～650℃；铸铁件在 500～550℃；焊接件为 500～600℃。

目的、应用：消除铸件、锻件、焊件、冷冲压件以及机械加工工件中的残余应力，以稳定钢件的尺寸，减少变形，防止开裂。如机床床身（铸件），内燃机气缸体，冷卷弹簧。

（5）再结晶退火　工艺：加热到 Ac_1 以下 50～150℃，或 $T_{再}$ +30～50℃，保温，缓冷。

目的：消除加工硬化，恢复钢材的塑性、韧性。

应用：冷加工后的工件消除加工硬化。如在钢丝拉拔过程中，中间进行的退火。

2. 常见退火方法在应用时须注意的几个方面

（1）不完全退火与完全退火的区别

1）不完全退火又叫不完全结晶退火，是将钢加热到 Ac_1 与 Ac_3 或 Ac_1 与 A_{cm} 之间某一温度，保温后缓慢冷却下来，使钢组织发生不完全重结晶。

2）不完全退火就是将工件加热到半奥氏体化进行退火，而完全退火是将工件加热到完全奥氏体化进行退火。

3）不完全退火一般用于过共析钢，也可用亚共析钢，而完全退火一般仅用

于亚共析钢。

4）完全退火一般获得片状珠光体，而不完全退火获得球状珠光体。

（2）等温退火与普通退火的区别　等温退火与普通退火的工艺和冷却的方法存在一定区别，普通退火一般是工件保温过程完成后随炉缓慢冷却，当工件冷至500℃以下可出炉空冷。而等温退火是工件加热保温后，以较快的冷却速度冷至 Ac_1 以下某一个温度停留一段时间，使奥氏体等温分解为珠光体，然后以较快冷却速度（空冷）至室温。等温退火在于时间短，质量好。

（3）等温退火的冷却方法

1）工件自退火温度冷至等温温度的冷却速度可以任意，生产中常在两个加热炉中进行。

2）等温温度一般都在 Ar_1 以下 10～30℃，也就是在珠光体转变温度。

3）转变完后的可任意进行冷却。

（4）球化退火的方法

1）普通球化退火　将钢件加热到稍高于 Ac_1（一般为 Ac_1 +20～30℃），保温后以20～50℃/h 缓冷到500℃以下，出炉空冷。

2）等温球化退火　与普通球化退火相同的加热温度保温后，炉冷到稍低于 Ar_1 温度进行等温，等温结束后出炉空冷。

3）周期球化退火。它是在 Ac_1 以上和以下交替加热冷却，相当于多次等温球化退火。

2.2　正火工艺

正火是将钢加热到 Ac_3（或 Ac_{cm}）以上 30～50℃，保温一定时间，出炉后在空气中冷却的热处理工艺。对于含有 V、Ti、Nb 等碳化物形成元素的合金钢，可采用更高的加热温度（Ac_3 +100～150℃），为了消除过共析钢的网状碳化物，亦可酌情提高加热温度，让碳化物充分溶解。

1. 正火的主要目的

1）对力学性能要求不高的普通结构钢零件可作为最终热处理。目的：细化晶粒，均匀组织；同时，使亚共析钢组织中铁素体含量降低、珠光体含量增加，从而提高钢的强度、硬度和塑性、韧性。

2）消除过共析钢中的网状 Fe_3C_{II}，细化晶粒，为球化退火作准备。

3）改善低碳钢或低碳合金钢［w（C）<0.25%］的切削加工性能。

4）消除中碳结构钢经过铸、锻、轧制以及焊接等热加工后出现的粗大晶粒和带状组织等缺陷。

5）对某些大型或形状复杂的工件，在保证使用性能的前提下可用正火代替

淬火，以避免可能发生的严重变形和开裂现象。

保温时间：以工件透烧为准，同时考虑钢材、原始组织、装炉量和加热设备等因素。

冷却方式：空气中自然冷却；对于大件也可采用吹风、喷雾和调节钢件堆放距离等方法控制钢件的冷却速度。

组织：共析钢为 S，亚共析钢为 F + S，过共析钢为 Fe_3C_{II} + S。

2. 退火、正火的选择

（1）退火与正火的主要区别　主要区别在于冷却速度不同，正火冷却速度较大，得到的珠光体组织比较细。因而，同一种钢，正火后的强度、硬度比退火的高。

（2）退火与正火的选择　根据具体情况，一般从以下三个方面考虑：

1）改善切削加工性。低碳钢宜采用正火；碳质量分数在 0. 25% ~0. 45% 之间的中碳钢既可采用退火，也可采用正火；碳质量分数在 0. 45% ~0. 77% 之间的高碳钢则必须采用完全退火；过共析钢则宜采用球化退火。

低、中碳结构钢采用正火；中高碳结构钢采用完全退火；合金工具钢采用球化退火。

2）热处理工艺性。形状复杂、尺寸大或重要零件采用退火。退火冷却速度较慢，内应力小，工件不易变形开裂。一般零件，可采用正火。

3）从经济性方面考虑。由于正火比退火生产周期短，操作简便，工艺成本低。因此，在满足钢的使用性能和工艺性能的前提下，应尽可能用正火代替退火。

钢的热处理工艺方法与硬度的关系如图 2-1 所示。

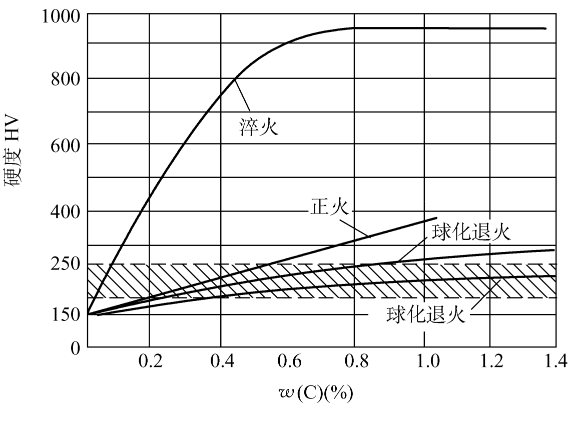


图 2-1　钢的热处理工艺方法与硬度的关系（阴影部分为合适的切削加工硬度范围）

2.3 淬火工艺

淬火就是将钢件加热到 Ac_3 或 Ac_1 临界温度以上，保温一定时间，然后以适当速度冷却获得马氏体和（或）贝氏体组织的热处理工艺。淬火可以显著提高钢的强度和硬度，是赋予钢件最终性能的关键性工序。

淬火可以获得马氏体和（或）贝氏体组织，提高硬度、强度、耐磨性以满足零件的使用性能。淬火是发挥材料性能潜力的重要手段之一。

从工艺的角度出发，淬火温度和淬火介质的选择是影响淬火效果的重要因素，而这些都取决于钢和合金的性质。

1. 淬火工艺

（1）淬火加热温度的确定

1）碳钢加热温度的确定。钢的淬火加热温度可按 $Fe-Fe_3C$ 相图（图 2-2）来选定。其目的是淬火后得到高硬度的细小马氏体。

亚共析钢：$Ac_3+30\sim50℃$；完全奥氏体化，获得细小奥氏体晶粒，淬火后可得细小马氏体组织，无铁素体相，强度硬度较高。

共析钢：$Ac_1+30\sim50℃$。得到细小马氏体。

过共析钢：$Ac_1+30\sim50℃$。

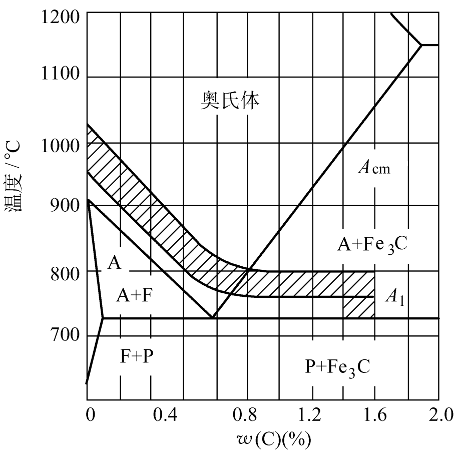


图 2-2　碳钢淬火加热温度范围

原因：保留一定量的 Fe_3C，硬度增加，耐磨性提高；同时，奥氏体中碳的质量分数降低，获得的马氏体中碳的质量分数降低，马氏体过饱和度降低，从而使马氏体脆性降低，残留奥氏体含量降低；若淬火温度过高，会引起奥氏体粗大，马氏体晶粒粗大，导致钢的力学性能下降，同时，淬火应力增加，导致变形、开裂倾向增大。

因此，过共析钢在此温度范围内加热，其组织为细小晶粒奥氏体和细小均匀分布的未溶碳化物。淬火后组织为片状马氏体基体上均匀分布着细小的碳化物和极少量残留奥氏体，这种组织具有高的强度、硬度，耐磨性好，脆性相对较小。

2）合金钢加热温度的确定。对于合金钢的淬火温度，可根据其临界温度及所含合金元素的性质，参照上述原则确定。一般是：Ac_1 或 $Ac_3+50\sim100℃$。

知识扩展：在生产实践中选择工件的淬火加热温度时，除了遵守上述一般原则外，还要考虑工件的化学成分、技术要求、尺寸形状、原始组织以及加热设备、冷却介质等诸多因素的影响，对加热温度予以适当调整。

强韧化新工艺选用的淬火加热温度与常用淬火温度有所区别。如亚温淬火是亚共析钢在略低于 Ac_3 的温度奥氏体化后淬火，这样可提高韧性，降低脆性转折温度，并可消除回火脆性。如 45、40Cr、60Si2 等材料制成的工件亚温淬火加热温度为 $Ac_3 - 5 \sim 10$℃。

低、中碳钢采用高温淬火可获得较多的板条状马氏体或全部板条马氏体组织，提高钢的强度和韧性。如 16Mn 钢在 940℃淬火，5CrMnMo 钢在 890℃淬火，20CrMnMo 钢在 920℃淬火，效果较好。

高碳钢低温、快速、短时加热淬火工艺。适当降低高碳钢的淬火加热温度，或采用快速加热及缩短保温时间的办法，可减少奥氏体中碳的质量分数，提高钢的韧性。

实际生产中，淬火加热温度的确定，尚需要考虑工件形状尺寸、淬火冷却介质和技术要求等因素。

（2）钢的淬透性和淬硬性　淬透性是钢的重要热处理工艺性能，也是选材和制订热处理工艺的重要依据之一。

1）淬透性的概念。钢的淬透性是指奥氏体化后的钢在淬火时获得淬硬层（也称为淬透层）深度的能力，其大小用钢在一定条件下淬火获得的淬硬层深度来表示。淬透性是钢本身固有的一种属性，与工件大小及冷却介质的类型无关，取决于钢的临界冷却速度 v_k。

2）淬硬性的概念。淬硬性指钢在淬火后获得最高硬度的能力，取决于马氏体中碳的质量分数，碳的质量分数增加会导致淬硬性提高。

淬透性好的钢，淬硬性不一定好，即淬火易得到马氏体组织，但硬度不一定高；反之亦然。如：低碳合金钢的淬透性好，但硬度不高；而碳素工具钢的淬透性较差，但淬硬性较高，即淬火后的硬度高。

3）影响淬透性的因素。影响淬透性的主要因素是化学成分，除 Co 以外，所有溶于奥氏体中的合金元素都提高淬透性。另外，奥氏体的均匀性、晶粒大小及是否存在第二相等因素都会影响淬透性。

钢的淬透性取决于 v_k，而 v_k 取决于等温转变图的位置。等温转变图越靠右，v_k 越小，意味着越容易得到马氏体。主要影响因素：

①　碳的质量分数。亚共析钢碳的质量分数提高，等温转变图右移，v_k 降低，淬硬性提高；过共析钢碳的质量分数提高，等温转变图左移，v_k 提高，淬硬性降低；共析钢的等温转变图最靠右，v_k 最小，淬透性最好，如图 2-3 所示。

②　合金元素。除 Co 元素外，其他溶入奥氏体中的合金元素使等温转变图

右移，v_k 降低，淬透性提高。

③ 奥氏体化条件。主要是加热温度和保温时间。

4）淬透性的测定方法。淬透性的测定方法包括常用临界淬火直径法和端淬试验法。

① 临界淬火直径法。指钢棒在规定介质中冷却时，心部获得 50% 马氏体时的最大直径，用 D_c 表示。其中，50% 马氏体转变量是为了便于测量而人为选定的，可通过金相检验和硬度测量确定。

生产中常用钢的临界淬火直径表示淬透性的大小。钢的临界淬火直径可通过查阅合金钢手册获得。D_c 值越大，淬透性越好。

测量时要在同一标准条件下，表 2-3 中同一种钢淬火介质不同，D_c 值不同，水比油的大。

② 端淬试验法。用 $\varphi 25 \times 100$mm 的标准试样，经加热奥氏体化后对末端喷水冷却。冷却后，将试样沿轴线方向在相对 180°的两边各磨去 0.2 ~ 0.5mm 深度，再从试样末端起每隔 1.5mm 测量一次硬度值 HRC，即可得到沿试样轴向的硬度分布曲线，称作钢的淬透性曲线（图 2-4）。试样上距末端越远，冷却速度越小，其硬度也随之下降。淬透性高的，硬度下降趋势较缓慢；淬透性低的，硬度急剧下降。如 40Cr 比 45 钢的淬透性好。由于钢的化学成分允许在一个范围内波动，所以在手册中给出的各种钢的淬透性曲线不是一条线，而是一个范围。表示方法：用 J $\frac{\text{HRC}}{d}$ 表示钢的淬透性值。式中 J 表示端淬试样法，d 为至水冷端距离。如 J $\frac{40}{20}$ 表示距水冷端距离为 20mm 处试样的硬度值为 40HRC。

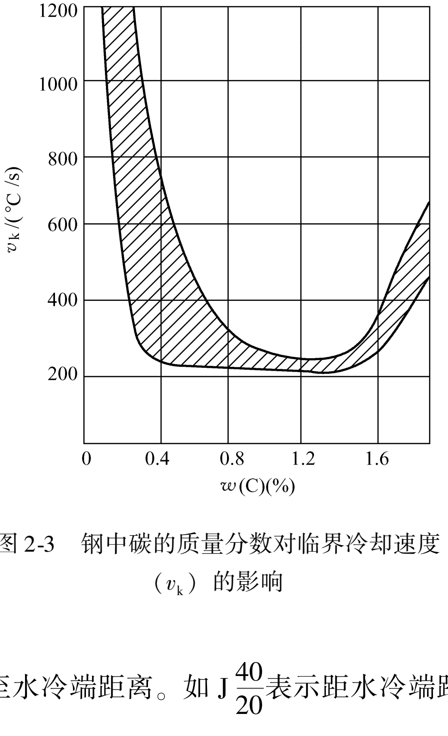


图 2-3 钢中碳的质量分数对临界冷却速度（v_k）的影响

钢的淬透性曲线在合理选材，预测组织以及制定热处理工艺方面，具有实际操作价值。

试验时，先将标准试样加热至奥氏体化温度，停留 30 ~ 40min，然后迅速放在端淬试验台上喷水冷却。图 2-5a 是末端淬火试验法示意图。

3）淬透性应用的实际意义。包括两个方面：一是合理选材；二是为制订热

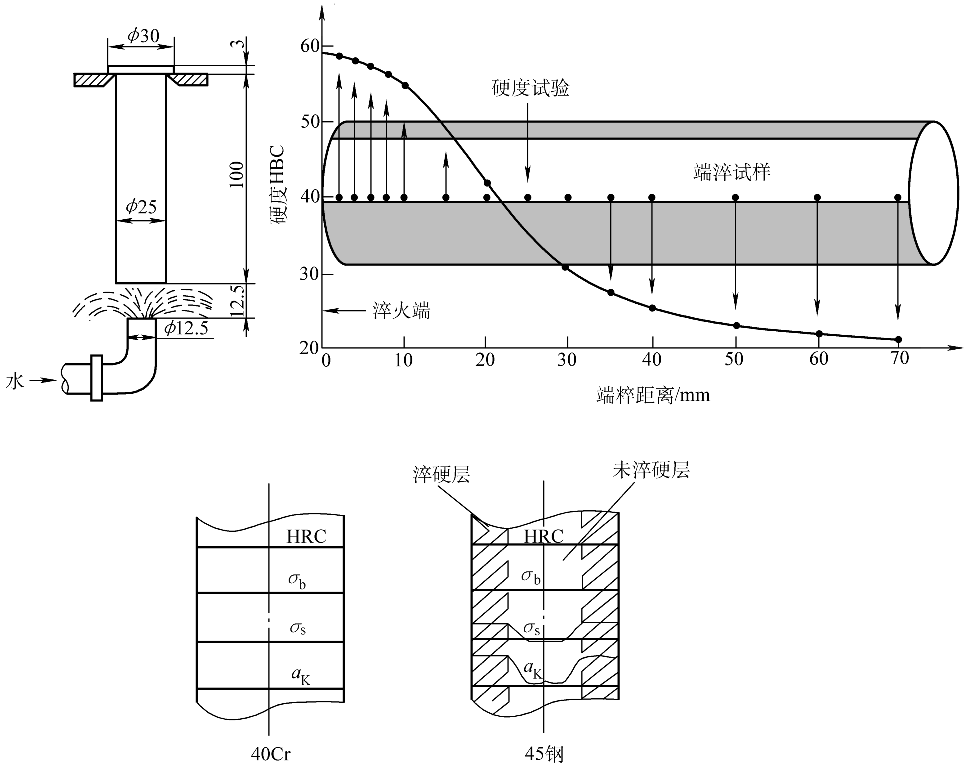


图 2-4　末端淬火试验测定钢的淬透性曲线

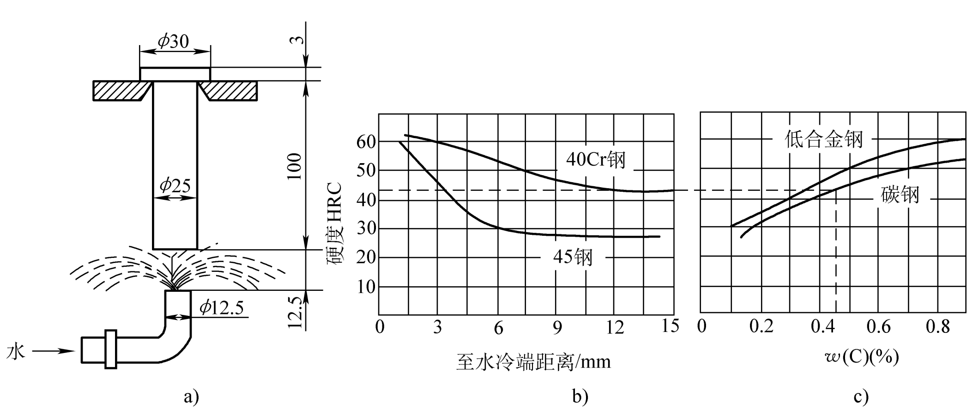


图 2-5　末端淬火试验测定钢的淬透性曲线

a）喷水装置　b）淬透性曲线举例　c）钢的半马氏体区（50% M）硬度与钢碳质量分数的关系

处理工艺提供依据。

为保证工件淬火时得到完全马氏体组织，一般要求选用的钢有足够的淬透性。如淬透性不同的钢棒淬火并高温回火后的力学性能：完全淬透的钢高温回火后，其力学性能沿截面是均匀的；淬透性低的钢心部未能淬透，则心部的力学性能特别是冲击韧度较低。对同一成分的钢，选用冷却能力强的淬火介质可以使钢件表面温度快速降低，淬硬深度增加。但温度梯度增大，增加工件变形和开裂的倾向。因此在实际淬火操作中，常需要采用较缓和的冷却介质，如油或空气流等，这就要求钢具有高的淬透性。能在空气中冷却形成马氏体的钢称为空淬钢，如一些高合金模具钢。某些情况下又不要求工件完全淬透，如工具和有些机器部件往往希望高疲劳强度或耐磨的硬表面，表面层淬成马氏体而心部不淬透，使表面层中产生压应力，有利于防止疲劳裂纹的形成并阻止其扩展。

选材的一般规律：

① 表面和心部力学性能一致的零件，即要求表面和心部组织一致，如螺栓、连杆、锻模、弹簧、锤杆（承受拉压载荷），选用淬透性高的钢。

② 表面心部力学性能不一致的零件，通常是要求表面强度硬度高、心部塑性、韧性好，即要求组织不一致，如轴类零件、冷镦模具、齿轮，可选用淬透性低的钢。

③ 焊接件，选用淬透性低的钢。在此基础上，还需考虑尺寸效应。

（3）淬火介质

1）理想淬火介质。在650℃以上，冷速慢，以减小热应力；在650～400℃之间，冷速快，避免与等温转变图相交；在400℃以下，冷速慢，减小淬火应力，防止变形和开裂。理想淬火介质曲线如图2-6所示。

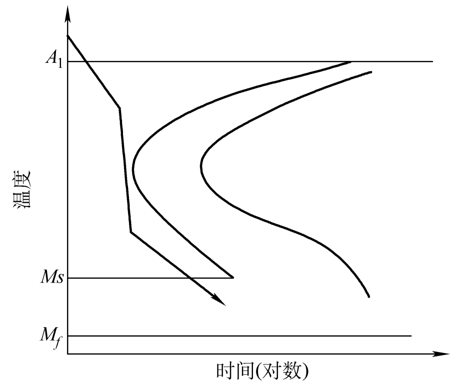


图2-6 理想淬火介质曲线示意图

常用淬火介质有：水、水溶液、矿物油、熔盐、熔碱等。新型淬火剂有聚乙烯醇水溶液和三硝水溶液等，见表2-1。

表2-1 新型淬火剂

项目 \ 性能	介质名称			
	水	盐水或碱水	机油	盐浴或碱浴
冷却能力	强	更强	较弱	介于水油之间
变形开裂倾向	大	更大	较小	小
适用范围	小而简单的碳钢件	碳钢及低合金结构钢	合金钢淬火	小而复杂、变形要求小的重要零件

2）淬火冷却介质。工件进行淬火冷却所用的介质称为冷却介质。为保证工件淬火后得到马氏体，又要减小变形和防止开裂，必须正确选用冷却介质。

①　理想淬火冷却速度。由共析钢过冷奥氏体等温转变曲线得知，要得到马氏体，淬火的冷却速度就必须大于临界冷却速度。但是淬火钢在整个冷却过程中并不需要都进行快速冷却。关键是在过冷奥氏体最不稳定的等温转变图鼻尖附近，即在 650 ~400℃的温度范围内要快速冷却。而从淬火温度到 650℃之间以及 400℃以下，特别是 300 ~200℃以下并不希望快冷。因为淬火冷却中工件截面的内外温度差会引起热应力。另外，由于钢中的比体积（单位质量物质的体积）不同，其中马氏体的比体积最大，奥氏体的比体积最小，因此，马氏体的转变将使工件的体积胀大，如冷却速度较大，工件截面上的内外温度差将增大，使马氏体转变不能同时进行而造成相变应力。冷却速度越大，热应力和相变应力越大，钢在马氏体转变过程中便容易引起变形与裂纹。

②　常用淬火介质

a. 水。水是应用最早、最广泛、最经济的淬火介质，它价廉易得、无毒、不燃烧、物理化学性能稳定、冷却能力强。通过控制水的温度、提高压力、增大流速、采用循环水、利用磁场作用等，均可以改善水的冷却特性，减少变形和开裂，获得比较理想的淬火效果。但由于这些方法需增加专门设备，且工件淬火后性能不是很稳定，所以没有能得到广泛推广应用。所以说。纯水只适合于少数碳含量不高、淬透性低且形状简单的钢件淬火之用。

b. 淬火油。用于淬火的矿物油通常以精制程度较高的中性石蜡基油为基础油，它具有闪点高、粘度低、油烟少，抗氧化性与热稳定性较好，使用寿命长等优点，适合于作淬火油使用。淬火油只使用于淬透性好、工件壁厚不大、形状复杂、要求淬火变形小的工件。淬火油对周围环境的污染大，淬火时容易引起火灾。

影响淬火油冷却能力的主要因素是其粘度值，在常温下低粘度油比高粘度油冷却能力大，随着温度升高，油的流动性增加，冷却能力有所提高。适当提高淬火油的使用温度，也能使油的冷却能力提高。

c. 熔盐、熔碱。这类淬火介质的特点是在冷却过程中不发生物态变化，工件淬火主要靠对流冷却，通常在高温区域冷却速度快，在低温区域冷却速度慢，淬火性能优良，淬透力强，淬火变形小，基本无裂纹产生，但是对环境污染大，劳动条件差，耗能多，成本高，常用于形状复杂，截面尺寸变化悬殊的工件和工模具的淬火。熔盐有氯化钠、硝酸盐、亚硝酸盐等，工件在盐浴中淬火可以获得较高的硬度，而变形极小，不易开裂，通常用作等温淬火或分级淬火。其缺点是熔盐易老化，对工件有氧化及腐蚀的作用。熔碱有氢氧化钠、氢氧化钾等，它具有较强的冷却能力，工件加热时若未氧化，淬火后可获得银灰色的洁

净表面，也有一定的应用。但熔碱蒸汽具有腐蚀性，对皮肤有刺激作用，使用时要注意通风和采取防护措施。

d. 新型淬火介质及其应用。近年来，新型淬火介质最引人注目的进展是有机聚合物淬火剂的研究和应用。这类淬火介质是将有机聚合物溶解于水中，并根据需要调整溶液的浓度和温度，配制成冷却性能能满足要求的水溶液，它在高温阶段冷却速度接近于水，在低温阶段冷却速度接近于油。其优点是无毒，无烟无臭，无腐蚀，不燃烧，抗老化，使用安全可靠，且冷却性能好，冷却速度可以调节，适用范围广，工件淬硬均匀，可明显减少变形和开裂倾向，因此，能提高工件的质量，改善工作环境和劳动条件，给工厂带来节能、环保、技术和经济效益。目前有机聚合物淬火剂在工件大批量、单一品种的热处理上用得较多，尤其对于水淬开裂，变形大，油淬不硬的工件，采用有机聚合物淬火剂比淬火油更经济、高效和节能。从提高工件质量、改善劳动条件、避免火灾和节能得角度考虑，有机聚合物淬火剂有逐步取代淬火油的趋势，是淬火介质的主要发展方向。

有机聚合物淬火剂的冷却速度受浓度、使用温度和搅拌程度三个基本参数的影响。一般来说，浓度越高，冷却速度越慢；使用温度越高，冷却速度越慢；搅拌程度越激烈，冷却速度越快。搅拌的作用很重要，可使溶液浓度均匀，还加强溶液的导热能力，从而保证淬火后工件硬度高且分布均匀，减少产生淬火软点和变形及开裂的倾向。

通过控制上述这些因素，可以调整有机聚合物淬火剂的冷却速度，从而达到理想的淬火效果。一般来说，夏季使用的浓度可低些，冬季使用的浓度可高些，而且要有充分的搅拌。有机聚合物淬火剂大多制成含水的溶液，在使用时可根据工件的特点和技术要求，加水稀释成不同的浓度，便可以得到具有多种淬火烈度的淬火液，以适应不同的淬火需要。

不同种类的有机聚合物淬火剂具有显著不同的冷却特性和稳定性，能适合不同淬火工艺的需要。目前世界上使用最稳定、应用面最广的有机聚合物淬火剂是聚烷二醇（PAG）类淬火剂。这类淬火剂具有逆溶性，可以配成比盐水慢而比较接近矿物油的不同淬火烈度的淬火液，其浓度易测、易控，可减少工件的变形和开裂，避免淬火软点的产生，使用寿命长，适合于各类感应淬火和整体淬火。

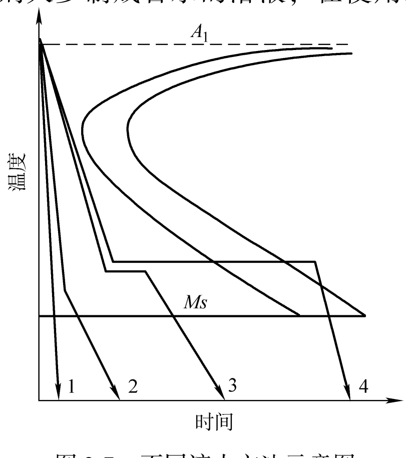


图 2-7　不同淬火方法示意图
1—单介质淬火　2—双介质淬火
3—分级淬火　4—等温淬火

2. 常用淬火方法

选择适当的淬火方法同选用淬火介质一样，可以保证在获得所要求的淬火组织和性能条件下，尽量减小淬火应力，减少工件的变形和开裂倾向。

淬火方法的分类是以冷却方式的不同划分的，常用的淬火工艺方法有：单介质淬火、双介质淬火、分级淬火和等温淬火，如图 2-7 所示。

（1）单介质淬火　单介质淬火是将钢件奥氏体化后，保温适当时间，随之在水（或油）中急冷的淬火工艺。此法操作简便，易实现机械化和自动化。通常形状简单尺寸较大的碳钢在水中淬火，合金钢及尺寸很小的碳钢件在油中淬火。

（2）双介质淬火　采用两种冷却介质。先浸入一种冷却能力强的介质中，待冷却到接近 *Ms* 点时立即转入下一种冷却能力弱的介质中的操作方法。如先水后油、先水后空气等。特点：在马氏体转变区冷速减慢，可减小应力，减少变形、开裂倾向，但不好掌握。适用于中等尺寸、形状复杂的高碳钢和尺寸较大的合金钢工件。

（3）马氏体分级淬火　将加热奥氏体化的钢件，先浸入温度稍高或稍低于钢的 *Ms* 点的液态介质中，等温保持适当时间，然后取出空冷到室温，以获得马氏体组织的淬火工艺，也称分级淬火。

淬火介质：燃点较高的油、盐浴和碱浴。

等温目的：使工件表面和心部温度均匀。等温过程中不发生组织转变，马氏体中空冷条件下进行。

淬火后组织：马氏体。

特点：工件温度均匀，组织转变缓慢，减小应力，变形开裂倾向显著降低。

应用：适用于变形要求严格且尺寸不大的工件。

（4）下贝氏体等温淬火　将奥氏体化后的钢件放入稍高于 *Ms* 温度的盐浴中，等温保持一定时间，使奥氏体转变为下贝氏体的淬火工艺，也叫等温淬火。

淬火介质：盐浴或碱浴。

等温目的：得到综合性能良好的下贝氏体组织。等温时间由钢的奥氏体等温转变图确定，一般为 30 ~60min，较分级淬火时间要长，等温过程中过冷奥氏体向下贝氏体组织转变。

淬火后组织：下贝氏体。

特点：减小淬火应力，防止变形和开裂，零件综合力学性能好。

应用：主要适用于形状复杂、截面不大、要求精度高并具有良好强韧性的零件。

另外，还有采用复合淬火工艺的。工件急冷至 *Ms* 以下获得 10% ~20% 马氏体，然后在下贝氏体温度区等温。这种冷却方法可使截面较大的工件获得 M +

$B_{下}$组织。预淬时形成的马氏体可促进贝氏体转变，在等温时又使马氏体回火。复合淬火多用于合金工具钢工件，可避免第一类回火脆性，减少残留奥氏体量即变形开裂倾向。

（5）冷处理　马氏体的转变特点是转变不彻底，总是存在残留奥氏体。为了减少组织中残留奥氏体量，生产中常采用冷处理的方法。

工艺过程：把淬火后的钢件冷却到室温以下某一温度，并停留一定时间，使残留奥氏体充分转变成马氏体。

冷却介质：常用的是干冰和液氮。

目的：①减少残留奥氏体量，稳定尺寸；②提高硬度和耐磨性。

应用：主要用于要求高硬度、高耐磨及要求精密度高的零件，如精密轴承、精密模具、量具等。

2.4　回火工艺

2.4.1　回火工艺及目的

回火是将钢件淬硬后，再加热到 Ac_1 以下某一温度，保温后冷却到室温的热处理。回火一般在淬火后随即进行。淬火与回火常作为零件的最终热处理工序。

回火的主要目的：

1）减小和消除淬火时产生的应力和脆性，防止和减小工件变形和开裂。

2）获得稳定组织，保证工件在使用中形状和尺寸不发生改变。

3）获得工件所要求的使用性能。

2.4.2　回火工艺过程

淬火钢在回火时的组织转变：淬火后钢的组织是不稳定的，具有向稳定组织转变的自发倾向。回火加速了自发转变的过程。淬火钢在回火时，随着温度的升高，组织转变可分四个阶段。

第一阶段（80～200℃）：马氏体分解。

马氏体内过饱和的碳原子，以ε碳化物形式析出，使马氏体的过饱和度降低。ε碳化物是弥散度极高的薄片状组织。这种马氏体和ε碳化物的回火组织称为回火马氏体。此阶段钢的淬火内应力减小，韧性改善，但硬度并未明显降低。

第二阶段（200～300℃）：残留奥氏体分解。

在马氏体分解的同时，降低了对残留奥氏体的压力，使其转变为下贝氏体。这个阶段转变后的组织是下贝氏体和回火马氏体。淬火内应力进一步降低，但马氏体分解造成硬度降低，被残留奥氏体分解引起的硬度升高所补偿，故钢的

硬度降低并不明显。

第三阶段（300～400℃）：马氏体分解完成和渗碳体的形成。

马氏体继续分解，直至过饱和的碳原子几乎全部由固溶体内析出。与此同时，ε 碳化物逐渐转变为极细的稳定碳化物 Fe_3C，此阶段到 400℃全部完成，形成尚未再结晶的针状铁素体和细球状渗碳体的混合组织，称为回火托氏体。此时钢的淬火内应力基本消除，硬度有所降低。

第四阶段（400℃以上）：固溶体的再结晶与渗碳体的聚集长大。

温度高于 400℃后，固溶体发生回复与再结晶，同时渗碳体颗粒不断聚集长大。当温度高于 500℃时，形成块状铁素体与球状渗碳体的混合组织，称为回火索氏体。钢的硬度、强度不断降低，但韧性却明显改善。

必须指出，以上四个阶段是在不同温度范围进行的，但四个温度范围有交叉，所以钢在回火以后所表现出的性能是这些变化的综合结果。

2.4.3　回火种类及应用

按回火温度不同，回火分为以下三种：

（1）低温回火（150～250℃）　回火后组织为回火马氏体。其目的是减小淬火应力和脆性，保持淬火后的高硬度（58～64HRC）和耐磨性。主要用于处理量具、刃具、模具、滚动轴承以及渗碳、表面淬火的零件。

（2）中温回火（350～500℃）　回火后组织为回火托氏体。其目的是获得高的弹性极限、屈服点和较好的韧性。硬度一般为 35～50HRC。主要用于处理各种弹簧、锻模等。

（3）高温回火（500～650℃）　钢件淬火并高温回火的复合热处理工艺称为调质。调质后的组织为回火索氏体，硬度一般为 200～350HBW。其目的是为获得强度、塑性、韧性都较好的综合力学性能。广泛用于各种重要结构件（如轴、齿轮、连杆、螺栓等），也可作为某些精密零件的预先热处理。

调质淬火时，要求工件整个截面淬透，使工件得到以细针状淬火马氏体为主的显微组织。通过高温回火，得到以均匀回火索氏体为主的显微组织。小型工厂不可能每炉工件搞金相分析，一般只作硬度测试，因此，淬火后的硬度必须达到该材料的淬火硬度。

工件调质处理的操作，必须严格按工艺文件执行。

2.4.4　回火脆性

有些钢淬火后，在 250～400℃或 500～650℃范围内回火时，出现冲击韧度明显下降的脆化现象，称为钢的回火脆性，图 2-8 为钢的冲击韧度与回火温度的关系示意图。根据回火脆性形成温度的不同，分为低温回火脆性和高温回火脆

性。

在250～400℃范围内回火时出现的脆化现象，几乎所有工业用钢都不同程度存在。

产生原因：一般认为淬火钢在250～400℃范围内回火时，碳化物以断续的薄片状在原奥氏体晶界或在马氏体界面上析出，形成薄壳，降低了马氏体界面处的断裂强度，是导致低温回火脆性的主要原因。这类回火脆性一旦产生无法消除。

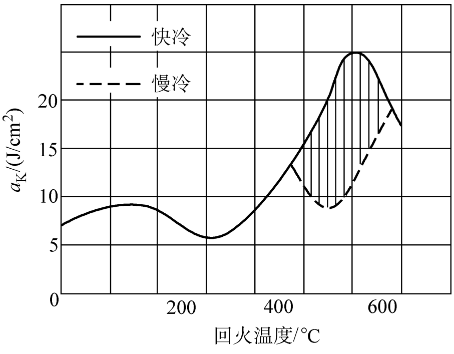


图2-8　钢的冲击韧度与回火温度的关系

防止办法：①钢中加入硅元素，使马氏体的分解推迟，提高低温回火温度；②避免在此温度范围内回火。必要时采用等温淬火。

淬火钢在500～650℃范围内回火时出现的脆性称为高温回火脆性，也称为第二类回火脆性。这种脆性主要发生在含Cr、Ni、Si、Mn等合金元素的结构钢中。这种脆性与加热、冷却条件有关。加热至600℃以上后，以缓慢的冷却速度通过脆化温度区时，出现脆性；快速通过脆化区时，则不出现脆性。此类回火脆性是可逆的，在出现第二类回火脆性后，重新加热至600℃以上快冷，可消除脆性。

防止办法：

1）快冷可避免，一旦产生采用重新加热保温后再快速冷却消除。钢在600℃以上温度回火后快速冷却可以抑止杂质元素的偏析，在热处理操作中常用来避免发生高温回火脆性。

2）钢中加入适量的钼、钨等元素，抑制杂质元素向晶界偏聚。

3）降低钢中杂质元素的含量。

4）采用高温形变淬火处理工艺，可大大减轻回火脆性的产生。

2.4.5　回火常见问题与解决办法

1. 100℃热水回火的优点

低温回火常使用180～200℃来回火，一般使用油煮回火。其实若使用100℃的热水来进行回火，会有许多优点，包括：①100℃回火可使工件硬度稍增，改善耐磨性；②100℃的热水回火可降低急速加热所产生裂痕的机会；③进行深冷处理时，降低工件发生深冷裂痕的机率，对残留奥氏体有缓冲作用，增加材料强韧性；④工件表面不会产生油焦，表面硬度稍低，适合磨床研磨加工，也不会产生油煮过热干烧的现象。

2. 二次硬化的高温回火处理

对于工具钢而言，残留应力与残留奥氏体均对钢材有着不良的影响，欲消除它就要进行高温回火处理或低温回火。高温回火处理会有二次硬化现象，以 SKD11 模具钢而言，530℃回火所得钢材硬度较 200℃低温回火稍低，但耐热性佳，不会产生时效变形，且能改善钢材耐热性，更可防止放电加工引起的加工变形。部分钢材在 270～300℃进行回火处理时，会因残留奥氏体的分解，而在结晶粒边界上析出碳化物，导致回火脆性。二次硬化工具钢当加热至 500～600℃之间时才会引起分解，在 300℃并不会引起残留奥氏体的分解，故无 300℃脆化的现象产生。

3. 回火产生的回火裂纹

淬火钢经回火处理时，因急冷、急热或组织变化之故而产生的裂痕，称为回火裂痕。常见的高速钢、SKD11 模具钢等回火硬化钢在高温回火后急冷也会产生。此类钢材在第一次淬火时产生第一次马氏体变态，回火时因淬火产生第二次马氏体变态（残留奥氏体变态成马氏体）而产生裂痕。因此要防止回火裂痕，最好是自回火温度作缓慢冷却。同时，在淬火再回火的作业中，亦应避免提早取出，回火再急冷的热处理方式。

4. 不锈钢不能在 500～650℃间进行回火处理

大部分的不锈钢在固溶化处理后，若在 475～500℃之间长时间保温时，会产生硬度加大、脆性亦大增的现象，此称之为 475℃脆化，主要原因有多种说法，包括相分解、晶界上有含铬碳化物的析出及 Fe-Cr 化合物形成等，使得常温韧性大减，且耐蚀性亦甚差，一般不锈钢的热处理应避免长时间保温在这个温度范围。另外在 600～700℃之间长时间保温，会产生 s 相的析出，此 s 相是 Fe-Cr 金属间化合物，不但质地硬且脆，还会将钢材内部的铬元素大量耗尽，使不锈钢的耐蚀性与韧性均降低。

5. 回火变形

会产生回火变形的主要原因为淬火回火之际产生的残留应力或组织变化导致，亦即因回火使张应力消除而收缩、压应力的消除而膨胀，包括回火初期析出 ε 碳化物会有若干收缩、渗碳体凝聚过程会大量收缩、残留奥氏体变态成马氏体会膨胀、残留奥氏体变态成贝氏体会膨胀等，导致回火后工件的变形。防止的方法包括：

1）实施加压回火处理。

2）利用热浴或空气淬火等减少残留应力。

3）用机械加工方式矫正。

4）预留变形量等方式。

6. 钢在回火后的性能及回火工艺的选择

淬火钢回火后的性能取决于它的内部显微组织；钢的显微组织又随其化学成分、淬火工艺及回火工艺而异。回火温度是决定回火后工件硬度的主要因素，其高低应根据工件的工作条件、性能要求和钢种等因素确定，并应避开低温回火脆性温度区。

碳素结构钢：在100～250℃之间回火后能获得较好的力学性能。

合金结构钢：为了获得良好的综合力学性能，往往在三个不同温度范围回火：超高强度钢在200～300℃回火；弹簧钢在460℃附近回火；调质钢在550～650℃回火。

碳素及合金工具钢：要求具有高硬度和高强度，回火温度一般不超过200℃。回火时具有二次硬化的合金结构钢、模具钢和高速钢等在500～650℃范围内回火。

回火时间：应保证工件透烧和组织转变的充分进行，一般为1～3h。

冷却方式：回火后一般采用空中缓冷，防止重新产生内应力；对于有高温回火脆性的钢件，回火后应进行油冷或水冷，以抑制回火脆性。

2.5 “四把火”的关系

退火、正火、淬火、回火是整体热处理中的“四把火”，其中淬火与回火关系密切，常配合使用，缺一不可。

“四把火”随着加热温度和冷却方式的不同，可演变出不同的热处理工艺。为了获得一定的强度和韧性，把淬火和高温回火结合起来的工艺，称为调质处理。某些合金淬火形成过饱和固溶体后，将其置于室温或较低的温度下保持较长时间，以提高合金的硬度、强度或电性能、磁性能的热处理工艺称为时效处理。把压力加工形变与热处理有效而紧密地结合起来进行，使工件获得很好的强度、韧性配合的方法称为形变热处理。在负压气氛或真空中进行的热处理称为真空热处理，不仅能使工件不氧化，不脱碳，保持处理后工件表面光洁，提高工件的性能，还可以通入渗剂进行化学热处理。

第 3 章　工程结构钢

用作工程结构件的钢，包括碳素钢中的甲、乙、特类钢及普通低合金钢。

3.1　钢中元素对碳素结构钢的影响

1. 常存元素、隐存元素在钢中的作用

（1）常存元素在钢中的作用　钢中的常存元素锰、硅、硫、磷是炼铁、炼钢过程中，由于矿石和焦炭含杂质以及脱氧等原因而带入的，对钢的性能有一定的影响。

一般认为锰[w(Mn)=0.5%～0.8%]和硅[w(Si)=0.17%～0.37%]是有益元素，它们溶于铁素体中，具有固溶强化效果，可提高钢的强度和硬度。锰还能与硫化合成 MnS，减轻了硫的有害作用。另外，硅、锰具有一定的脱氧能力，使钢中的 FeO 还原，降低了钢的脆性。

硫和磷是钢中的有害杂质。硫在钢中以 FeS 的形式存在，使钢变脆，尤其是 FeS 和 Fe 能形成低熔点（985℃）的共晶体（FeS + Fe），当钢在 1000～1200℃进行轧制时，分布在奥氏体晶界上的共晶体（FeS + Fe）处于熔化状态而使钢材被轧裂，这种现象称为钢的“热脆性”。磷使钢脆化，降低钢的塑性和韧性，产生“冷脆性”，使钢的冷加工性能和焊接性能变坏。磷不仅降低塑性，同时还提高钢的脆性转化温度，对钢在低温下使用造成潜在威胁。

但硫和磷有时也有有利的一面。例如 MnS 对断屑有利，而且起润滑作用，降低刀具磨损，所以在自动切削车床上用的易切削钢，其硫质量分数高达 0.15%，用以改善钢的切削加工性，减小工件表面粗糙度值。炮弹钢含磷量较高，以提高钢的脆性，增加弹片的碎化程度，提高炮弹的杀伤力。

（2）隐存元素在钢中的作用　当氮、氧、氢等隐存元素溶入钢中时，会产生不同程度的危害。比如钢中溶入过量的氮时，则会使钢的强度、硬度提高，而塑性、韧性指标下降，产生“时效脆化”。而在炼钢过程中形成的 FeO、Al_2O_3、SiO_2、MnO 等，在钢中成为非金属夹杂物，使钢的性能变坏。氢常以原子态或分子态存在于钢中，由于钢在液态下吸收大量的氢，冷却后又来不及析出，就聚集在晶体缺陷处，造成很大应力，并与钢发生组织转变时的局部内应力相结合，致使钢材的韧性下降，产生“氢脆”。

2. 合金元素在钢中的作用

合金元素在钢中可以两种形式存在：一是溶解于碳钢原有的相中，另一种是形成某些碳钢中所没有的新相。在一般的合金化理论中，按与碳亲合力的大小，可将合金元素分为碳化物形成元素与非碳化物形成元素两大类。常用的合金元素有以下几种：

非碳化物形成元素：Ni、Co、Cu、Si、Al、N、B；

碳化物形成元素：Mn、Cr、Mo、W、V、Ti、Nb、Zr。

此外，还有稀土元素，一般用符号 RE 表示。

（1）合金元素对钢中基本相的影响　碳钢中有三个基本相，即铁素体、奥氏体和渗碳体。合金元素加入钢中时，可以溶于此三相中形成合金铁素体、合金奥氏体及合金渗碳体。

所有与碳亲和力弱的非碳化物形成元素，如镍、硅、铝、钴等，由于不能形成碳化物，除了在极少数高合金钢中可形成金属间化合物外，几乎都溶解在铁素体或奥氏体中。碳化物形成元素中，有些元素（如 Mn）与碳的亲合力较弱，除少量可溶于渗碳体中形成合金渗碳体外，大部分仍溶于铁素体或奥氏体中。而与碳亲和力较强的一些碳化物形成元素（如 Cr、Mo、W 等），当其含量较少时，一般溶于渗碳体中，形成合金渗碳体；当含量较高时，则可能形成新的特殊合金碳化物。与碳亲合力很强的碳化物形成元素（如 Nb、Ti、Zr 等），几乎总是与碳形成特殊的碳化物。

合金元素溶于铁素体中，由于与铁的晶格类型和原子半径不同而造成晶格畸变；另外合金元素易分布于位错线附近，对位错线的移动起牵制作用，降低位错的移动性，从而提高塑变抗力，产生固溶强化效果。

碳化物是钢中的重要相之一，碳化物类型、数量、大小、形状及分布对钢的性能有重要影响。合金渗碳体是渗碳体中一部分铁被碳化物形成元素置换后所得到的产物，其晶体结构与渗碳体相同，可表达为 $(Fe, Me)_3C$（Me 代表合金元素）。渗碳体中溶入碳化物形成元素后，硬度有明显增加，故可提高钢的耐磨性。同时它们在加热时也较难溶于奥氏体中，因此热处理时加热温度应该高一些。

当钢中合金元素含量超过一定限度时，可以生成一些碳钢中没有的新相。其中最重要的是由强碳化物形成元素生成的各种合金碳化物（如 W_2C、VC、TiC 等）。它们熔点高、硬度高，加热时很难溶于奥氏体中，因此对钢的力学性能及工艺性能有很大影响。

（2）合金元素对铁碳相图的影响　合金元素对碳钢中的相平衡关系有很大影响，加入合金元素后 $Fe\text{-}Fe_3C$ 相图要发生变化。加入合金元素，可使 α-Fe 与 γ-Fe 存在范围发生变化。按照对 α-Fe 或 γ-Fe 的作用，可将合金元素分为两大类：

1）扩大奥氏体区的元素　扩大奥氏体区域的元素有镍、锰、碳、氮等，这些元素使 A_1 和 A_3 温度降低，使 S 点、E 点向左下方移动，从而使奥氏体区域扩大。其中与 γ-Fe 无限互溶的元素镍或锰的含量较多时，可使钢在室温下以奥氏体单相存在而成为一种奥氏体钢。如 w（Ni）>9% 的不锈钢、w（Mn）>13% 的 ZGMn13 耐磨钢均属奥氏体钢。由于 A_1 和 A_3 温度降低，就直接地影响热处理加热温度，所以锰钢、镍钢的淬火温度低于碳钢。图 3-1 是锰对奥氏体区的影响。

同时由于 S 点的左移，使共析成分降低，与同样碳含量的亚共析钢相比，组织中的珠光体数量增加，而使钢得到强化。由于 E 点的左移，又会使发生共晶转变的碳含量降低，在碳含量较低时，使钢具有莱氏体组织。如在高速钢中，虽然碳的质量分数只有 0.7%～0.8%，但是由于 E 点的左移，在铸态下会得到莱氏体组织，成为莱氏体钢。

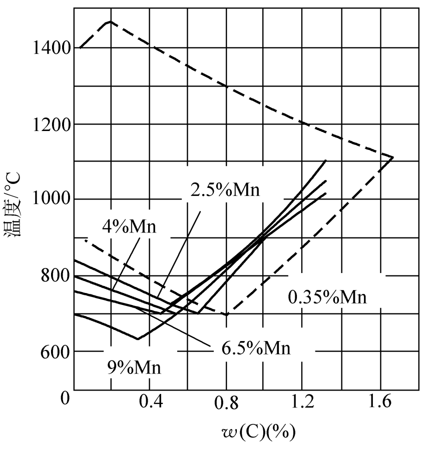


图 3-1　锰对奥氏体区的影响

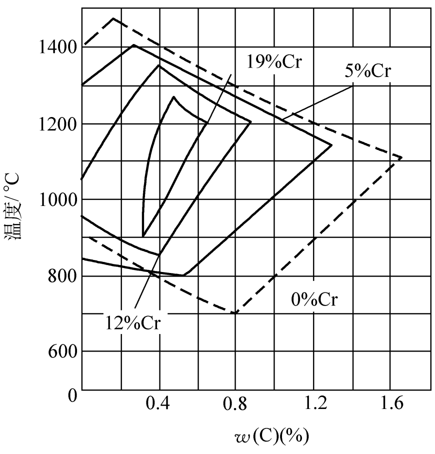


图 3-2　铬对奥氏体区的影响

2）缩小奥氏体区的元素。缩小奥氏体区的元素有铬、钼、硅、钨等，使 A_1 和 A_3 温度升高，使 S 点、E 点向左上方移动，从而使奥氏体区域缩小。由于 A_1 和 A_3 温度升高了，这类钢的淬火温度也相应提高。

图 3-2 表示铬对奥氏体区域位置的影响。当加入的元素超过一定含量后，则奥氏体可能完全消失，此时，钢在包括室温在内的广大温度范围内获得单相铁素体，通常称之为铁素体钢。如含 17%～28% Cr 的 Cr17、Cr25、Cr28 不锈钢就是铁素体不锈钢。

（3）合金元素对钢热处理的影响　合金钢一般都经过热处理后使用，主要是通过改变钢在热处理过程中的组织转变来显示合金元素的作用。合金元素对钢热处理的影响主要表现在对加热、冷却和回火过程中的相变等方面。

1）合金元素对加热转变的影响。钢在加热时，奥氏体化过程包括晶核的形成和长大，碳化物的分解和溶解，以及奥氏体成分均匀化等过程。整个过程的进行，与碳和合金元素的扩散以及碳化物的稳定程度有关。合金元素对奥氏体化过程的影响体现在以下两个方面：

① 大多数合金元素（除镍、钴以外）都减缓钢的奥氏体化过程。含有碳化物形成元素的钢，由于碳化物不易分解，使奥氏体化过程大大减缓。因此，合金钢在热处理时，要相应地提高加热温度或延长保温时间，才能保证奥氏体化过程充分进行。

② 几乎所有的合金元素（除锰以外）都能阻止奥氏体晶粒长大，细化晶粒。尤其是碳化物形成元素钛、矾、钼、钨、铌、锆等，在化学元素周期表中，这些元素都位于铁的左侧，越远离铁，越易形成比铁的碳化物更稳定的碳化物，如 TiC、VC、MoC 等，这些碳化物在加热时很难溶解，强烈阻碍奥氏体晶粒长大。此外，一些晶粒细化剂如 AlN 等在钢中可形成弥散质点分布于奥氏体晶界上，阻止奥氏体晶粒的长大，细化晶粒。所以，与相应的碳钢相比，在同样加热条件下，合金钢的组织较细，力学性能更高。

2）合金元素对冷却转变的影响

① 大多数合金元素（除钴以外），都能提高过冷奥氏体的稳定性，使等温转变图位置右移，临界冷却速度减小，从而提高钢的淬透性。所以对于合金钢就可以采用冷却能力较低的淬火剂冷却，如采用油淬，以减小零件的淬火变形和开裂倾向。

合金元素对钢淬透性的影响，由强到弱可以排列成下列次序：钼、锰、钨、铬、镍、硅、矾。通过复合元素，采用多元少量的合金化原则，对提高钢的淬透性会更有效。

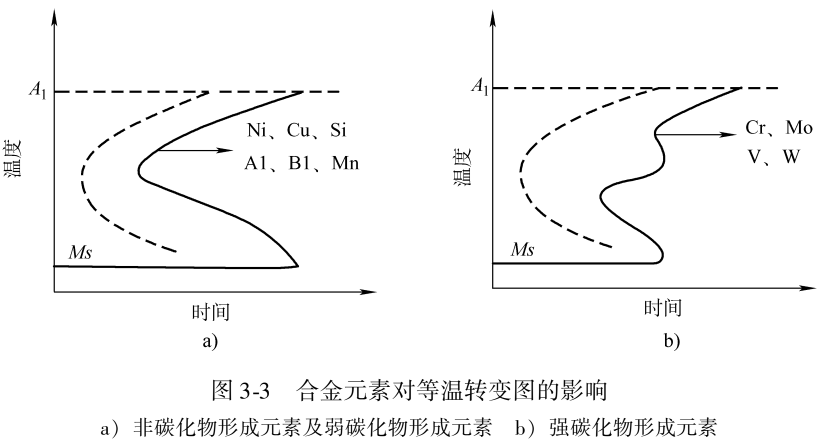


图 3-3 合金元素对等温转变图的影响

a）非碳化物形成元素及弱碳化物形成元素 b）强碳化物形成元素

---碳钢 ——合金钢

对于非碳化物形成元素和弱碳化物形成元素，如镍、锰、硅等，会使等温转变图右移，如图 3-3a 所示。而对中强和强碳化物形成元素，如铬、钨、钼、矾等，溶于奥氏体后，不仅使等温转变图右移，提高钢的淬透性，而且能改变等温转变图的形状，把珠光体转变与贝氏体转变明显地分为两个独立的区域，如图 3-3b 所示。

② 除钴、铝外，多数合金元素溶入奥氏体后，使马氏体转变温度 *Ms* 和 *Mf* 点下降，钢的 *Ms* 点越低，*Ms* 点至室温的温度间隔就越小，在相同冷却条件下转变成马氏体的量越少。因此，凡是降低 *Ms* 点的元素都使淬火后钢中残留奥氏体含量增加。而钢中残留奥氏体量的多少，对钢的硬度、尺寸稳定性、淬火变形均有较大影响。

3）合金元素对淬火钢回火转变的影响

① 对淬火钢回火稳定性的影响。淬火钢在回火过程中抵抗硬度下降的能力称为回火稳定性。由于合金元素阻碍马氏体分解和碳化物聚集长大的过程，使回火硬度降低过程变缓，从而提高钢的回火稳定性。由于合金钢的回火稳定性比碳钢高，若要得到同样的回火硬度时，则合金钢的回火温度就比同样碳含量的碳钢高，回火的时间也长，内应力消除得好，钢的塑性和韧性指标就高。所以，当回火温度相同时，合金钢的强度、硬度就比碳钢高。

② 一些碳化物形成元素如铬、钨、钼、钒等，在回火过程中有二次硬化作用。例如高速钢在 560℃回火时，又析出了新的更细的特殊碳化物，发挥了第二相弥散强化作用，使硬度进一步提高。这种二次硬化现象在合金工具钢中是很有价值的。

③ 含铬、镍、锰、硅等元素的合金结构钢，在 450～600℃范围内长期保温或回火后缓冷均出现高温回火脆性。这是因为合金元素促进了锑、锡、磷等杂质元素在原奥氏体晶界上的偏聚和析出，削弱了晶界联系，降低了晶界强度而造成的。因此，对这类钢应该在回火后采用快冷工艺，以防止高温回火脆性产生。

4）合金元素对钢力学和工艺性能的影响。加入合金元素的目的是使钢具有更优异的性能，所以合金元素对性能的影响是我们最关心的问题。合金元素主要通过对组织的影响而对性能起作用，因此，必须根据合金元素对相平衡和相变影响的规律来掌握其对力学性能的影响。

① 合金元素对强度的影响。强度是金属材料最重要的性能指标之一，使金属材料的强度提高的过程称为强化。强化是研制结构件材料的主要目的。金属的强度一般是指金属对塑性变形的抗力。金属强化一般有以下几种方式：

a. 固溶强化。由于溶质原子与基体原子的大小不同，因而使基体晶格发生畸变，造成一个弹性应力场。此应力场增加了位错运动的阻力，产生强化。固

溶强化的强化量与溶质浓度有关，在达到极限溶解度之前，溶质浓度越大，强化效果越好。

一般而言，间隙固溶强化效果比置换固溶强化效果要强烈得多，其强化作用甚至可差 1 ~2 个数量级。但是，固溶强化是以牺牲塑性和韧性为代价的，固溶强化效果越好，塑性和韧性下降越多。

b. 细晶强化。晶界或其他界面可以有效地阻止位错通过，因而可以使金属强化。晶界强化的强化量与晶界数量，即晶粒大小有密切的关系。晶粒越细，单位体积内的晶界面积越大，则强化量越大。

许多碳化物形成元素（如钒、钛、铌）由于其容易与碳形成熔点非常高的碳化物，可以阻碍晶粒长大，所以具有细化晶粒的作用。

晶粒细化是一种非常有效的强化手段，当晶粒细化达到 5 级以后，得到所谓的超细晶粒，这时纯铁或软钢的屈服强度可以达到 400 ~600MPa，接近于中强度钢的屈服强度。晶粒细化不仅可以提高强度，还可以改善钢的韧性，这是其他强化方式难以达到的。因此细晶化，特别是超细晶化，是目前正在大力发展的重要强化手段。

c. 弥散强化。合金元素加入到金属中，在一定条件下会析出第二相粒子，而这些第二相粒子可以有效地阻止位错运动。当运动位错碰到位于滑移面上的第二相粒子时，必须通过它，滑移变形才能继续进行。这一过程需要消耗额外能量，或者需要提高外加应力，这就造成了强化。

但是，只有当粒子很小时，第二相粒子才能起到明显的强化作用，如果粒子太大，则强化效应将微不足道。因此，第二相粒子应该细小而分散，即要求有高的弥散度。粒子越细小，弥散度越高，则强化效果越好。

②　合金元素对塑性和韧性的影响。除了极少数几个置换式合金元素外，所有的合金元素都会降低钢材塑性和韧性，使钢脆化。一般而言，除了细晶强化能同时提高强度和塑性、韧性外，所有强化方式都会降低塑性和韧性。在这些强化方式中，危害最大的是间隙固溶强化，因此，间隙固溶强化尽管能显著提高强度，也不能作为一种实用的基本强化机制。而淬火马氏体必须进行回火，也是为了减轻间隙固溶强化对塑性和韧性的影响。冷变形强化也会降低塑性和韧性，所以，对于大多数钢来说，冷变形强化只能作为一种辅助强化方式。相对而言，析出强化（即第二相强化）的脆化作用最小，因此，它是应用最广泛的强化方法之一。

③　合金元素对钢工艺性能的影响。合金元素对钢工艺性能的影响，是一个重要问题。材料没有良好的工艺性能，在实际中很难获得广泛的应用。合金元素对钢工艺性能的影响，主要体现在以下几个方面：

a. 合金元素对铸造性能的影响。铸造性能主要与钢固相线和液相线温度的

高低，以及它们之间温度差（结晶区间）有关。固、液相线温度越低，结晶温度区间越窄，则铸造性能越好。因此，合金元素对铸造性能的影响，主要体现在其对相图的影响。一般共晶成分合金的铸造性能最好，由于钢的成分离共晶点很远，所以铸造性能不好。加入高熔点合金元素后，液态金属粘度增大，铸造性能下降。

b. 合金元素对锻造性能的影响。金属的锻造性能主要取决于热加工时的变形抗力、热加工温度的范围大小、抗氧化能力及氧化皮性质等因素。由于合金元素的影响，许多合金钢，特别是含有大量碳化物的合金钢与普通碳钢相比，高温强度很高，热塑性明显下降，锻造时容易锻裂。由于合金元素使钢的导热性能下降，所以锻造加热必须缓慢，以免造成热应力。与普通碳钢相比，合金钢的锻造性能明显下降。

c. 合金元素对焊接性能的影响。在钢的焊接性能中，最重要的是钢焊后开裂的敏感性和焊接区硬度。通常用“碳当量”来表示成分对焊接性能的影响。对钢而言，碳含量是影响其焊接性能的最重要因素，碳含量越低，焊接性能越好。在相同碳含量下，合金元素含量越高，则焊接性能越差。

d. 合金元素对可加工性的影响。由于许多合金钢含有大量硬而脆的碳化物，所以其可加工性比普通碳钢差。而有些合金钢的加工硬化能力很强，其可加工性也很差。

为了提高钢的可加工性，可以在钢中加入一些改善切削性能的合金元素，得到所谓易切削钢。最常用的元素是硫，在易切削钢中，硫质量分数可高达 0.08% ~0.2%。易切削钢不但使工具寿命延长，动力消耗减少，表面粗糙度值降低，而且断屑性好，因此，广泛用于自动车床上的高速切削中，对于大批生产的一般零件是很有利的。

3.2　碳素结构钢

3.2.1　碳素结构钢的牌号及用途

碳素结构钢中的硫、磷含量较多，但碳的质量分数低，由于冶炼容易，工艺性好，价格便宜，具有较高强度和良好的塑性与韧性。因此，碳素结构钢广泛用于一般建筑、工程结构及普通机械零件，约占钢材总量的 70%。Q195、Q215、Q235 钢塑性好，有一定强度，用于制造受力不大的零件，如螺钉、螺母、垫圈等标准件，焊接件、冲压件及桥梁建筑等金属结构件。Q255、Q275 强度较高，用于制造承受中等载荷的零件，如小轴、销子、连杆、农机零件等。

碳素结构钢牌号及用途见表 3-1。

表 3-1 碳素结构钢牌号及用途

牌号	等级	σ_b/MPa	旧牌号	用　途
Q195	—	315 ~390	A1	用于制造承载较小的零件、铁丝、铁圈、垫铁、开口销、拉杆、冲压件以及焊接件等
Q215	A	335 ~410	A2	用于制造拉杆、套圈、垫圈、渗圈、渗碳零件以及焊接件等
	B		C2	
Q235	A	375 ~460	A3	A、B 级用于制造金属结构件、心部强度要求不高的渗碳件或碳氮共渗件、拉杆、连杆、吊钩、车钩、螺栓、螺母、套筒、轴以及焊接件；C、D 级用于制造重要的焊接结构件
	B		B3	
	C		—	
	D		—	
Q255	A	410 ~510	A4	用于制造转轴、心轴、吊钩、拉杆、摇杆、楔等强度要求不高的零件。此钢焊接性尚可
	B		C4	
Q275	—	490 ~610	C5	用于制造轴类、链轮、齿轮、吊钩等强度要求高的零件

注：牌号中的“Q”代表屈服点，后面数字代表屈服点数值。

3.2.2 优质碳素结构钢

硫和磷的质量分数均≤0.035%。这类钢随钢号数字增加，其碳的质量分数增加，组织中珠光体量增加，铁素体量减少，因此钢的强度也随之增加，而塑性指标越来越低。

08F、10F 钢碳的质量分数低，塑性好，焊接性能好，主要用于制造冲压件和焊接件。

15、20、25 钢属于渗碳钢。这类钢强度低，但塑性和韧性较高，焊接性和冷冲压性都好，可以制造各种受力不大，但要求高韧性的零件，也可用作冷冲压件和焊接件。渗碳钢经渗碳、淬火、低温回火后，表面硬度可达 60HRC 以上，耐磨性好，且心部具有一定强度和韧性，可用来制作表面耐磨并能承受冲击载荷的零件。

30、35、40、45、50、55 钢属于调质钢，经淬火、高温回火后，具有良好的综合力学性能，主要用于要求强度、塑性和韧性都较高的机械零件，如轴类零件。这类钢在机械制造中应用最广泛，其中以 45 钢更为突出。

60、65、70 钢属于弹簧钢，经淬火、中温回火后，可获得高的规定非比例伸长应力，主要用于制造弹簧等弹性零件及耐磨零件。

常用的优质碳素结构钢牌号及用途见表 3-2。

表 3-2　常用的优质碳素结构钢牌号及用途

<table>
<tr><th>组别</th><th>牌号</th><th>热处理类</th><th>硬度 HBW (≤)</th><th>用　途</th></tr>
<tr><td rowspan="9">普通锰含量钢</td><td rowspan="2">15</td><td>正火</td><td>148</td><td rowspan="2">塑性、韧性、焊接性能和冷压性能均极好，但强度较低，用于制造受力不大、韧性要求较高的零件、紧固件、冲压件以及不要求热处理的低负荷零件，如螺栓、螺钉、拉条、法兰盘等</td></tr>
<tr><td>正火回火</td><td>99 ~ 143</td></tr>
<tr><td rowspan="2">20</td><td>正火</td><td>156</td><td rowspan="2">用于制造不经受很大应力而要求很高韧性的机械零件，如杠杆、轴套、螺钉、起重钩等。还可用于制造表面硬度高而心部有一定强度和韧性的渗碳零件</td></tr>
<tr><td>正火回火</td><td>103 ~ 156</td></tr>
<tr><td rowspan="3">45</td><td>正火</td><td>197 ~ 241</td><td rowspan="3">用于制造要求强度较高、韧性中等的零件，通常在调质、正火状态下使用，表现淬火硬度一般在 40 ~ 50HRC，如齿轮、齿条、链轮、轴、键、销、压缩机及泵的零件和轴辊等。可代替渗碳钢制造齿轮、轴、活塞销等，但要以过高频淬火或火焰淬火</td></tr>
<tr><td>正火回火</td><td>156 ~ 217</td></tr>
<tr><td></td><td>217 ~ 255</td></tr>
<tr><td>60</td><td></td><td>229 ~ 255</td><td>具有相当高的强度和弹性，但淬火时有产生裂倾向，仅小型零件才能施行淬火，大型零件多采用正火。用于制造轴、弹簧、垫圈、离合器、凸轮等。冷变形时塑性较低</td></tr>
<tr><td rowspan="2">较高锰含量钢</td><td>20Mn</td><td>正火</td><td>197</td><td>此钢为高锰低碳渗碳钢。可用于制造凸轮轴、齿轮、联轴器、铰链、拖杆等。此钢焊接性能尚可</td></tr>
<tr><td>60Mn</td><td>正火</td><td>229 ~ 269</td><td>此钢的强度较高，淬透性碳素弹簧钢好，脱碳倾向性小，但对过热敏感性，容易产生淬火裂纹，并有回火脆性，适于制造螺旋弹簧、板簧、各种扁圆弹簧、弹簧环和片，以冷拔钢丝和发条等</td></tr>
</table>

注：牌号中数字表示均碳的质量分数为万分之几。例如：45 钢，表示平均碳的质量分数为 0.5%；60Mn 钢，表示碳的平均质量分数为 0.6%，锰的质量分数为 0.7% ~ 1.0%。

3.3　合金结构钢

3.3.1　合金结构钢简介

合金结构钢广泛用于制造汽车、拖拉机、起重机、机床、矿山机械及其他各种机器的轴、齿轮、连接件、结构件等。合金结构钢用途广、产量多、钢号多，其产量占全国钢产量的 2.5% ~ 3.0%，约占合金钢产量的 1/3，其中大量使用的 27 个钢号的产量约占合金结构钢产量的 70%。

本钢类共收入87个钢号，其中标准钢号67个，按化学元素组成分成23组，非标准钢号20个，分成9组。按热处理方法可划分为表面硬化钢41个，调质钢46个。按强度水平可划分为一般强度钢46个，高强度钢33个，超高强度钢8个。在87个钢号中有49个钢号是引用国外的，其余都是我国研制的钢号。快速氮化钢、低淬透性钢数据不多或因质量不稳定，应用较少。

该类钢特点：

1）不含铬、镍的钢号多（35个），约占40%，这是我国多年重视节约铬、镍资源的重要成果。工业发达国家在节约铬、镍、钼等元素方面也做了很多有效的工作。如美国大约从1962年起研制了一系列以EX命名的代用钢，到1970年已公布了54个钢号，其中EX1、EX2、EX3已经列入美国SAE标准中。

2）含硼钢号多（23个），约占24.5%，其产量约占合金结构钢总产量的10%。许多国家仍然在使用和研究含硼钢，如美国现行标准中有6~9个含硼结构钢。俄罗斯ГОСТ4543—1971中仍然保留有7个含硼钢。

应当指出：

1）有一部分标准钢号和非标准钢号因含钼、钨量较多，有的因切削性能较差，未能得到广泛使用，应当加以改进。

2）随着自动化流水线的不断增多和对各种机件尺寸精度要求的提高，对钢的淬透性提出了严格要求，因此，应当尽快地制订出按淬透性供应钢材的新标准。

3）为进一步提高冶金质量，应当广泛采用经济而又有效的炉外精炼装置。

4）为充分发挥金属材料性能，提高零件寿命，应合理地选用钢号并采用最合理的热处理工艺。

3.3.2 常见合金结构钢的应用

1）20Mn2用于制造截面较小（直径不大于50mm）的零件，可代替20Cr钢。常用于制造渗碳小齿轮、小轴；要求不高的活塞销、十子销头、柴油机套筒、气门顶杆等；也可用作调质钢，如制造冷镦螺栓。

2）30Mn2用作小截面重要紧固件（经调质处理），通常可用于制造汽车、拖拉机及一般机械的车架纵梁、变速箱齿轮、轴、冷镦螺栓及较大截面的调质件；在矿山机械制造中，可用于制造要求心部强度较高的渗碳件，如起重机的后轴和轴颈等。

3）35Mn2用作连杆、心轴、曲轴、半轴、操纵杆、风机配件、直径小于15mm的冷镦各种重要螺栓等承受较高应力的机械零件。在制造小截面（直径小于20mm）零件时，可代替40Cr钢。

4）40Mn2用于制造在载荷条件下工作的零件，如轴、半轴、曲轴、活塞

杆、蜗杆、操纵杆、杠杆、连杆。有载荷的螺栓、螺钉、加固环、弹簧等，以及其他需要调质的零件。在制造小截面（直径小于 40mm）零件时，与 40Cr 钢相近。

5）45Mn2 用于制造在较高应力与磨损条件下工作的零件，在直径小于 60mm 时，性能与 40Cr 钢相当。用作汽车、拖拉机和通用机械的万向轴、车轴、连杆盖、摩擦盘、蜗杆、齿轮、齿轮轴、电车和蒸汽机车轴、车箱轴、重载荷机架，以及冷拉状态中的螺栓和螺母等。

6）50Mn2 用于制造在高应力及承受强烈磨损条件下工作的大型零件，如万向轴、齿轮、曲轴、连杆、各类小轴等；重型机械上在滚动轴承中工作的主轴、轴及大型齿轮；汽车上的传动花键轴及承受冲击载荷的心轴等，也可用于制造板簧和平卷簧。

7）20MnV 用于制造锅炉、高压容器、大型高压管道等；也可用作冲压用钢，如自行车链条、活塞销、齿轮等；还可用于制造直径不大于 20mm 的矿用链环。

8）30Mn2MoW 用于制造载荷较大的零件，如连杆螺栓、曲轴、拉杆、齿轮等；可代替 30CrNi3 制造截面直径小于 80mm 的重要调质件；当采用表面淬火工艺时，可以制造截面更大的零件。

9）27SiMn 用于制造高韧性和耐磨性热冲压零件；也可用于制造不经热处理的零件，或在正火后使用，如拖拉机的履带销等；还可用作铸件。

10）35SiMn 用于制造中等速度、中等载荷或高载荷而冲击不大的零件，如传动齿轮、心轴、连杆、蜗杆、电车轴、发动机轴、飞轮等；还可用于制造汽轮机叶轮、400℃以下的重要紧固件等。

11）42SiMn 与 35SiMn 钢相同，但主要用作表面淬火钢。

12）20SiMn2MoV、25SiMn2MoV 用于制造截面较大、载荷较高、应力状态复杂或低温下长期运转的机件，石油机械钻井提升系统的轻型吊坏、吊卡、射孔器等，以及其他截面较大的连接件。

13）37SiMn2MoV 用于制造大截面承受重载荷的重要零件，如重型机械的轴、齿轮、转子、连杆、螺栓等零件；石油化工中的高压容器、大螺栓等；还可用作工作温度在 $-15\sim450$℃的大螺栓紧固件。

14）40B 用于制造比 40 钢截面大、性能要求高的零件，如齿轮、转向拉杆、轴、凸轮，以及拖拉机曲轴柄等零件；制造要求不高的小尺寸零件时，可代替 40Cr 钢。

15）45B、50B 用于制造截面较大、强度要求较高的零件，如拖拉机的曲轴、连杆及其他零件；可代替 50 钢、50Mn 钢或 50Mn2 钢制造要求淬透性较高的零件；制造小尺寸零件时，其性能与 40Cr 钢相当。

16）40MnB 用于制造汽车、拖拉机及其他中、小机械设备的中、小截面调质零件，如转向轴、半轴、蜗杆、花键轴和机床主轴、齿轮等，可代替 40Cr 钢。用作尺寸较小的零件时，性能与 40CrNi 钢相近。

17）45MnB 用于代替 40Cr 钢或 45Cr 钢制造中、小截面调质零件，如机床齿轮、钻床主轴、拖拉机拐轴、凸轮、曲轴、花键轴、齿轮、惰轴和轴套等。

18）20Mn2B 用于代替 20Cr 钢制造心部强度要求高、表面耐磨、尺寸较大、形状较简单、承受一般载荷的渗碳零件，如机床的各种齿轮、套轴、离合器、汽车气阀挺杆、楔形锁销、转向滚动轮轴、调整螺栓等。用作小截面零件时，性能与 20CrMnTi、12Cr2Ni4 钢相近。

19）20MnMoB 用于代替 20CrMnTi、12CrNi3 钢制造心部强度要求较高的中等载荷的渗碳齿轮及其他零件，如汽车、拖拉机的齿轮和载荷大的机床齿轮，也用于制造活塞销等零件。

20）15MnVB、20MnVB 用于制造模数较大，载荷较高的中、小尺寸的渗碳零件，如重型机床的齿轮和轴、汽车的后桥齿轮和变速箱齿轮等。

21）40MnVB 用于代替 40Cr、45Cr、42CrMo 钢制造汽车、拖拉机、机床及矿山机械的重要调质零件，如轴、齿轮等。用作小截面的零件，可代替 40CrNi 钢。

22）20MnTiB、25MnTiBRE 用于制造承受中等载荷、截面较小的齿轮及其他渗碳零件，如拖拉机、推土机、汽车的变速箱齿轮、轴等。

23）20SiMnVB 用于制造截面较大、载荷较高，并要求较高强度和耐磨性的渗碳零件，或高速工作且承受冲击的渗碳零件，如拖拉机滑动齿轮、齿圈、齿轮轴，机床主轴、蜗杆、爪形离合器等。

24）15Cr、15CrA 用于制造工作速度较高而截面不大的、心部韧性高的渗碳零件，如套管、曲柄销、活塞销、活塞环、联轴节，以及工作速度较高、受力不大的小齿轮、小凸齿轮、轴和轴承圈、铆钉、螺钉等零件。

25）20Cr 用于制造心部强度要求较高和表面承受磨损、尺寸较大的，或形状较复杂而载荷不大的渗碳零件，如齿轮、齿轮轴、凸轮、活塞销、蜗杆、顶杆等；也可用于制造工作速度较高并承受中等冲击载荷的调质零件。

26）30Cr、35Cr 用于制造在磨损和摩擦条件下，或在很大冲击载荷下工作的重要零件，如轴、小轴、平衡杠杆、摇杆、连杆、螺栓、螺母、齿轮和各种滚子等；也可用作表面淬火钢。

27）40Cr 用于制造较重要的调质零件，如在交变载荷下工作的零件；中等转速和中等截面的零件；经调质并高频感应淬火后可用作载荷和耐磨性较高而无很大冲击的零件，如齿轮、套筒、轴、曲轴、连杆、连杆盖、连杆螺钉、螺母等。

28）45Cr 与 40Cr 钢相近，用于制造较重要的调质零件；经调质并高频感应淬火后可用作载荷和耐磨性较高的零件，如齿轮、套筒、轴、销子等。

29）50Cr 用于制造承受重载荷及摩擦的零件，如热轧用轧辊、减速器轴、齿轮、传动轴、止推环、支承辊的心轴、拖拉机离合器齿轮、柴油机连杆、螺栓、挺杆、重型矿山机械的高强度与耐磨齿轮、油膜轴承套等；也可用于制造弹簧。

30）38CrSi 用于制造直径为 30～40mm、强度和耐磨性要求较高的零件，如汽车、拖拉机和其他机器的小轴、螺栓、拔叉轴、履带销、起重勾、进气阀、内燃机的油泵齿轮等；也可用作冷作的冲击工具，如铆钉机压头等。

31）12CrMo 用于制造锅炉及汽轮机蒸汽参数达 510℃的主汽管，管壁温度达 540℃的过热器管和相应的锻件；也适用于制造弹性元件。

32）15CrMo 同上，可用于制造蒸汽参数达 530℃的高压锅炉的过热器管、蒸汽导管及相应锻件。

33）20CrMo 用于制造汽轮机、锅炉的隔板等；机械的高级渗碳零件，如齿轮、轴等；化工设备的非腐蚀性介质中及温度低于 250℃的、含有氮氢混合物的介质中工作的高压导管及紧固件。

34）30CrMo、30CrMoA 用于制造中型机械截面较大的零件，如轴、主轴、受高载荷的操纵轮、螺栓、双头螺栓、齿轮等；化工设备的焊接件、板材和管材构成的焊接结构、在氮氢混合物的介质中温度不超过 250℃工作的高压导管；汽轮机、锅炉中在温度低于 450℃工作的紧固件，温度低于 500℃受压的法兰和螺母，以及在 300MPa、温度低于 400℃工作的导管。

35）35CrMo 用于制造高载荷下工作的重要结构件。特别是受冲击、振动、弯曲、扭曲载荷的机件，如车轴、发动机传动机件、大电机轴，汽轮发电机主轴、叶轮、紧固零件、曲轴、连杆，石油工业的穿孔器；锅炉中温度低于 480℃工作的紧固件；化工设备的非腐蚀介质中温度在 450～500℃工作的厚壁无缝高压导管；大截面的齿轮、轴、汽轮发电机的转子、直径小于 500mm 的支承轴，以及重载荷的传动轴，可代替 40CrNi 钢。

36）42CrMo 用于制造比 35CrMo 要求强度更高或截面更大的零件，如轴、齿轮、连杆、变速器齿轮、机车牵引用的大齿轮、增压器传动齿轮；也可用于制造弹簧、弹簧夹等类似零件，1200～2000m 石油井钻杆接头与打捞工具等。可代替含镍较高的调质钢。

37）12CrMoV、12Cr1MoV 用于制造蒸汽参数达 540℃的主汽管、转向导叶环、汽轮机隔板、隔板外环，以及管壁温度不大于 570℃的各种过热器管、导管和相应的零件。12Cr1MoV 钢的抗氧化性和热强性比 12CrMoV 钢好。

38）35CrMoV 用于制造重型和中型机械承受高应力的重要零件，如长期在

500~520℃下工作汽轮机转子叶轮；高级涡轮鼓风机和压缩机的转子、盖盘、轴盘；功率不大的发电机轴；强力发动机的零件。

39）25Cr2MoV 用于制造汽轮机整体转子、套筒、阀、主汽阀、调节阀，蒸汽参数可达535℃；受热在550℃以下的螺母、受热在530℃以下的螺栓，以及其他长期工作在510℃左右的连接件；也可用作渗氮钢。

40）25Cr2MoVA 用于制造汽轮机蒸汽参数达565℃的前汽缸、螺栓、阀杆等。

41）20Cr3MoWVA 用于制造温度低于520℃和70MPa 下工作的高压加氢设备的管子和其他零件。

42）38CrMoAl 高级渗氮钢。用于制造高耐磨性、高疲劳强度和较高强度、处理后尺寸精确的渗氮零件，或各种受冲击载荷不大而耐磨性高的渗碳零件，如气缸套、座套、底盖、活塞螺栓、齿轮、滚子、检验规、样板、高压阀门、阀杆、橡胶和塑料用挤压机、镗床的镗杆和蜗杆、精密磨床的主轴等。

43）20CrV 用于制造表面要求较高的硬度和耐磨性、心部有较高强度而截面又不大的渗碳零件，如齿轮、活塞销、小轴、分配轴、蜗轮、传动齿轮、顶杆、气门推杆及其他重要零件；汽轮机工作温度为350~500℃的耐热螺母及垫圈，以及非腐蚀性介质中工作的高压管道。

44）40CrV 用于制造重要零件，如曲轴、不渗碳的齿轮、推杆、受强应力的双头螺栓、螺钉、机车连杆、螺旋桨、轴承支架、横梁；氮化的小轴、各种齿轮和销子；截面不大的高压锅炉给水泵轴；420℃、30MPa 高温高压下工作的螺栓、连杆。

45）50CrV 用于制造截面较大的承受动载荷和高应力的重要零件；截面较大受强应力的螺旋弹簧和扭杆弹簧，以及在温度低于300℃下工作的阀门弹簧和活塞弹簧。

46）15CrMn 用于制造齿轮、蜗轮、塑料模具、汽轮机密封轴套。可与15CrMo 钢互换使用。

47）20CrMn 用于制造截面不大、承受中等压力而又无大冲击载荷的零件，如齿轮、轴、蜗杆、主轴、机械无级变速装置的摩擦轮、调整器套筒等。

48）40CrMn 用于制造高速、高弯曲载荷条件下工作的轴和连杆；高速、高载荷而无强力冲击载荷条件下工作的齿轮轴、水泵转子、离合器、小轴、心轴；高压容器盖板螺栓。

49）20CrMnSi 用于制造强度高的焊接结构件和工作应力较高的零件，冷冲压成形的零件。

50）25CrMnSi 用于制造拉杆、重要焊接和冲压零件、高强度焊接结构件（钢板或钢管结构件）。

51）30CrMnSi、30CrMnSiA 用于制造在振动载荷下工作的焊接结构和铆接结构，如高压鼓风机叶片、阀板；高速高载荷的砂轮轴、齿轮、链轮、轴、离合器摩擦片、螺栓、螺母、轴套等，以及温度不高而要求耐磨的零件。

52）20CrMnMo 用于制造要求表面硬度高、耐磨性好的重要渗碳零件，如齿轮、凸轮、曲轴、连杆、活塞销、球头销、石油钻机的牙轮、钻头等。

53）40CrMnMo 用于制造截面较大并要求高强度、高韧性的零件，如载重汽车的后桥半轴、轴、偏心轴、齿轮轴、齿轮、连杆及汽轮机零件。可代替 40CrNiMoA 钢。

54）20CrMnTi 用于制造截面在 30mm 以下，承受高速、中等载荷或重载荷，以及有冲击和摩擦的重载渗碳零件，如齿轮、齿轮轴、齿圈、十字圈、爪形离合器、蜗杆等。

55）30CrMnTi 用于制造截面较大的重载荷渗碳件，以及其他受力较大的齿轮、齿轮轴、蜗杆等；心部强度要求高的渗碳齿轮。

56）20CrNi 用于制造较高载荷下工作的大型重要渗碳零件，如齿轮、键、对轴、活塞销、花键轴，以及用作具有高冲击韧度的调质零件。

57）40CrNi 用于制造截面较大、在热状态下锻造的冲压重要零件，如轴、曲轴、齿轮、连杆、螺钉、圆盘等。

58）45CrNi、50CrNi 用于制造截面较大的轴类或其他较重要的调质零件，如内燃机曲轴、汽车和拖拉的主轴、变速箱曲轴、气门、螺栓、螺杆等。

59）12CrNi3 用于制造承受重载荷并要求高强度、高硬度和高韧性的各种渗碳零件和氮碳共渗零件，如传动齿轮、轴、杆、活塞胀圈、调节螺钉、油泵转子、凸轮轴、万向节十字头、轴套、滑轮、气阀托盘等。

60）20CrNi3 用于制造重载荷条件下工作的大型渗碳零件，如齿轮、轴、蜗杆、凸轮、活塞销、螺栓、双头螺栓、销钉等。

61）30CrNi3 用于制造重要的较大截面零件和受扭转载荷及冲击载荷较高且要求淬透性好的大型重要零件，如曲轴、连杆、齿轮、轴、蜗杆等；热态锻造和冲压零件，如汽轮机叶轮、转子轴、紧固件等。

62）37CrNi3 用于制造承受高载荷或冲击载荷大截面零件，以及低温条件下工作并承受冲击载荷零件；也可用作热态锻造和冲压零件，如汽轮机叶轮、转子轴、紧固件等。

63）12Cr2Ni4 用于制造截面较大、载荷高、韧性好、交变应力下工作的重要渗碳零件，如受高载荷的各种齿轮、蜗轮、蜗杆、轴、方向接头叉等；也可在淬火及低温回火状态下使用，用于制造高强度、高韧性机械构件。

64）20Cr2Ni4 用于制造比 12Cr2Ni4 钢性能要求更高的大截面渗碳零件及调质零件，高载荷条件下工作的齿轮、轴齿轮、大截面螺栓和其他连接件，以及

承受冲击载荷大的特大轴承、中型轴承。

65）20CrNiMo 用于制造中、小型汽车、拖拉机的发动机和传动系统的齿轮；代替 12CrNi3 钢制造要求心部性能较高的渗碳零件和碳氮共渗零件，如石油钻探和冶金采矿用的牙轮钻头的牙爪和牙轮体。

66）40CrNiMoA 用于制造要求韧性好、强度高、截面大的重要调质零件，如重型机械承受高载荷的轴类，直径大于 250mm 的汽轮机轴、叶片，高载荷传动件、紧固件、曲轴、齿轮等；渗氮处理后，用于制造特殊性能要求的重要零件。经低温回火或等温淬火后可用作超高强度钢。

67）45CrNiMoVA 用于制造要求强度高或尺寸大且承受高载荷的零件；振动载荷条件下工作的减震器，如重型汽车和牵引车的弹性轴、扭力轴；重型机械重载荷的扭力轴、变速器轴、摩擦离合器轴等。经淬火、低（中）温回火后可用作超高强度钢。

68）18Cr2Ni4WA 用于制造要求高强度、良好韧性及缺口敏感性低的大截面渗碳零件，如大型齿轮、传动轴、曲轴、花键轴、活塞销、精密机床控制进刀的蜗轮等；承受高载荷与振动的高强度调质零件，如重型或中型机械的连杆、齿轮、曲轴、减速器等，以及内燃机、柴油机受重荷的螺栓等；调质后再进行渗氮，可用作大功率高速发动机的曲轴。

3.3.3　低合金结构钢

1. 低合金高强度结构钢

低合金钢高强度结构钢是在碳素结构钢基础上加入少量合金元素（Mn 为主加元素）而制成的。该类钢同时保证力学性能与化学成分。

（1）成分特点

1）低碳。为保证有良好的塑性与韧性、良好的焊接性能和冷成形性能，低合金高强度结构钢中碳的含量一般均较低，大多数为 $w(C)=0.16\%\sim0.20\%$。

2）锰为主加元素，并辅加钒、钛、铌、硅、铝、铬、镍等。这些元素的主要作用是：加入锰、硅、铬、镍元素为强化铁素体；加入钒、铌、钛、铝等元素为细化铁素体晶粒；合金元素使 S 点左移，增加珠光体数量；加入碳化物形成元素（钒、铌、钛）及氮化物形成元素（铝），使细小化合物从固溶体中析出，产生弥散强化作用。

（2）性能特点

1）良好的综合力学性能，在确保良好塑性、韧性条件下具有高强度，特别是把屈服点提高到 265～460MPa，以便减轻结构自重，增加承载能力，节约钢材，保证安全性。

2）良好的焊接性能，较好的耐大气腐蚀性能，良好的加工工艺性能。

3）较低的韧脆转变温度（碳素结构钢的韧脆转变温度一般为 -20℃左右，而低合金高强度结构钢一般为 -30℃左右）。这对于北方高寒地区使用的构件及运输工具，具有十分重要意义。

2. 易切削结构钢

易切削结构钢通过在钢中加入一种或几种能够改善其切削加工性能的元素，从而具有良好的切削加工性。通常加入的元素有 S、Pb、Ca、P 等，主要是利用这些元素本身或与其他元素形成一种对切削加工有利的夹杂物，来改善钢的切削加工性。

S 是最广泛应用的易切削添加元素。当钢中含足够量的锰时，硫主要以 MnS 夹杂物微粒的形式分布在钢中，并在热加工时沿压延方向排列，它能中断基体连续性，促使形成卷曲半径小而短的切屑，减少切屑与刀具的接触面积；它还能降低切削力和切削热，减少刀具磨损（因 MnS 本身硬度低，仅 190HV，有润滑作用），降低表面粗糙度值并提高刀具寿命；改善排屑性能。但钢中硫的含量增加过多，会导致加工性能进一步变坏，如形成纤维组织、呈现各向异性；产生低熔点共晶，引起热脆。因此，一般易切削结构钢中硫的质量分数限定在 0.08% ~0.33% 范围内，同时适当提高锰的含量［w（Mn）=0.60% ~1.55%］与之配合。

易切削结构钢牌号以字母“Y”为首，后面数字为碳平均质量分数的万倍，锰含量较高的，其后标出“Mn”；对添加易切削元素 Pb、Ca 等，在其后标出相应的元素符号。易切削结构钢可进行最终热处理，但一般不进行预备热处理，以免损害其切削加工性。

3.4　碳素铸钢和合金铸钢

碳素铸钢和合金铸钢指用以浇注铸件的钢，是铸造合金的一种。铸钢分为铸造碳钢、铸造低合金钢和铸造特种钢三类。

1. 铸造碳钢

铸造碳钢为以碳为主要合金元素并含有少量其他元素的铸钢。含碳小于 0.2%（质量分数）的为铸造低碳钢，含碳 0.2% ~0.5%（质量分数）的为铸造中碳钢，含碳大于 0.5%（质量分数）的为铸造高碳钢。随着碳质量分数的增加，铸造碳钢的强度增大，硬度提高。铸造碳钢具有较高的强度、塑性和韧性，成本较低，在重型机械中用于制造承受大负荷的零件，如轧钢机机架、水压机底座等；在铁路车辆上用于制造受力大又承受冲击的零件，如摇枕、侧架、车轮和车钩等。

ZG200—400 有良好的塑性、韧性和焊接性能。

ZG230—450 有一定的强度和较好的塑性、韧性，焊接性能良好，切削加工性尚可。

ZG270—500 有较高的强度和较好的塑性，铸造性能良好，焊接性能尚好，切削加工性能好。

ZG310—570 强度和切削加工性能良好，塑性和韧性较低，用于制作承受载荷较高的各种机械零件。

ZG340—640 有高的强度、硬度和耐磨性，切削加工性中等，焊接性能较差，流动性好，裂纹敏感性较大。

2. 铸造低合金钢

铸造低合金钢是含有锰、铬、铜等合金元素的铸钢。其合金元素总量一般小于5%（质量分数），具有较高的冲击韧度，并能通过热处理获得更好的力学性能。铸造低合金钢比碳钢具有较优的使用性能，能减小零件质量，提高使用寿命。

3. 铸造特种钢

铸造特种钢是为适应特殊需要而炼制的合金铸钢，品种繁多，通常含有一种或多种的高量合金元素，以获得某种特殊性能。例如，含锰11%～14%（质量分数）的高锰钢能耐冲击、磨损，多用于矿山机械、工程机械的耐磨零件；以铬或铬镍为主要合金元素的各种不锈钢，用于在有腐蚀或650℃以上高温条件下工作的零件，如化工用阀体、泵、容器或大容量电站的汽轮机壳体等。

第 4 章　调　质　钢

4.1　常用调质钢

4.1.1　调质钢的定义

经受淬火和在 Ac_1 以下进行回火的热处理钢称为调质钢。传统的调质钢是指淬火和高温回火钢。调质钢是机械制造业中应用十分广泛的重要材料之一。

调质钢碳的质量分数为 0.3%～0.5%，并含有一种或几种合金元素，具有较低或中等的合金化程度。钢中合金元素的作用主要是提高钢的淬透性和保证零件在高温回火后获得预期的综合性能。

调质钢热处理时在临界点以上一定温度加热后淬火成马氏体，并在 500～650℃回火。热处理后的金相组织是回火索氏体，这种组织具有强度、塑性和韧性的良好配合。

调质钢的质量要求，除一般冶金方面的低倍和高倍组织要求外，主要为钢的力学性能以及与工作可靠性和寿命密切相关的冷脆性转变温度、断裂韧度和疲劳抗力等。在特定条件下，还要求具有耐磨性、耐蚀性和一定的耐热性。由于调质钢最终采用高温回火，能使钢中应力完全消除，钢的氢脆破坏倾向性小，缺口敏感性较低，脆性破坏抗力较大，但也存在特有的高温回火脆性。

大多数调质钢为中碳合金结构钢，屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 为 490～1200MPa。以焊接性能为突出要求的调质钢，为低碳合金结构钢，屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 一般为 490～800MPa，具有很高的塑性和韧性。少数沉淀硬化型调质钢，屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 可达到 1400MPa 以上，属高强度和超高强度调质钢。

4.1.2　调质钢的分类

按淬透性的高低，调质钢大致可以分为三类：

1）低淬透性调质钢。典型钢种是 40Cr，这类钢的油淬临界直径最大为 30～40mm，广泛用于制造一般尺寸的重要零件，如轴、齿轮、连杆螺栓等。35SiMn、40MnB 是为节约铬而发展的代用钢种。

2）中淬透性调质钢。典型钢种为 40CrNi，这类钢的油淬临界直径最大为 40～60mm，含有较多的合金元素，用于制造截面较大、承受较重载荷的零件，如曲轴、连杆等。

3）高淬透性调质钢。典型钢种为40CrNiMoA，这类钢的油淬临界直径为60～100mm，多半为铬镍钢。铬、镍的适当配合，可大大提高淬透性，并能获得较优良的综合力学性能。用于制造大截面、承受重负荷重要零件，如汽轮机主轴、压力机曲轴、航空发动机曲轴等。调质钢在机械制造中应用十分广泛，常用调质钢的钢号、热处理工艺、力学性能及用途见表4-1。

表4-1 常用调质钢的钢号、热处理工艺、力学性能及用途

类别	钢号	热处理/℃		力学性能（≥）				用途举例
		淬火	回火	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5（%）	a_K/（J/cm^2）	
低淬透性钢	45	840	600	355	600	16	50	主轴、曲轴、齿轮、柱塞等
	45Mn2	840油	550水油	750	900	10	60	直径60mm以下时，性能与40Cr相当，制造万向节头轴、蜗杆、齿轮、连杆等
	40Cr	850油	500水油	800	1000	9	60	重要调质件，如齿轮、轴、曲轴、连杆螺栓等
	35SiMn	900水	590水油	750	900	15	60	除要求低温（－20℃以下）韧性很高外，可全面代40Cr作调质件
	42SiMn	880水	590水	750	900	15	60	与35SiMn相同，并可作表面淬火件
	40MnB	850油	500水油	800	1000	10	60	取代40Cr
中淬透性钢	40CrMn	840油	520水油	850	1000	9	60	代40CrNi、42CrMo做高速高载荷而冲击不大的零件
	40CrNi	820油	500水油	800	1000	10	70	汽车、拖拉机、机床、柴油机的轴、齿轮、连接机件螺栓、电动机轴
	42CrMo	850油	580水油	950	1100	12	80	代含Ni较高的调质钢，也作重要大锻件用钢，机车牵引大齿轮
	30CrMnSi	880油	520水油	900	1100	10	50	高强度钢，高速载荷砂轮轴、齿轮、轴、连轴器、离合器等重要调质件
	35CrMo	850油	550水油	850	1000	12	80	代替40CrNi制大截面齿轮与轴，汽轮发电机转子、480℃以下工件的紧固件
	38CrMoAlA	940水油	640水油	850	1000	15	90	高级氮化钢，制造硬度＞900HV氮化件，如镗床镗杆、蜗杆、高压阀门
高淬透性钢	37CrNi3	820油	500水油	1000	1150	10	60	高强韧性的重要零件，如活塞销、凸轮轴、齿轮、重要螺栓、拉杆

（续）

类别	钢号	热处理/℃		力学性能（≥）				用途举例
		淬火	回火	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 (%)	a_K/ (J/cm^2)	
高淬透性钢	40CrNiMoA	830 油	600 水油	850	1000	12	100	受冲击载荷的高强度零件，如锻压机床的传动偏心轴、压力机曲轴等大截面重要零件
	25Cr2Ni4WA	850 油	500 水油	950	1100	11	90	断面 200mm 以下，完全淬透的重要零件，也与 12Cr2Ni4 相同，可作高级渗碳件
	40CrMnMo	850 油	600 水油	800	1000	10	80	代替 40CrNiMo

4.1.3 合金调质钢

合金调质钢主要用于制造在多种载荷（如扭转、弯曲、冲击等）下工作，受力比较复杂，要求具有良好综合力学性能的重要零件，一般需经调质处理后使用。如汽车、拖拉机、机床等上的齿轮、轴类件、连杆、高强度螺栓等。它是机械结构用钢的主体。

合金调质钢为中碳成分，w（C）=0.25%～0.50%，以保证调质处理后具有良好的综合力学性能。主加合金元素有 Cr、Ni、Mn、Si、B 等，能提高淬透性和强化钢材，而加入少量的 W、Mo、V、Ti 等元素可形成稳定合金碳化物，阻止奥氏体晶粒长大，起细化晶粒及防止回火脆性的作用。

40Cr、35CrMo、38CrMoAl、40CrNiMoA 等为常用的合金调质钢。

40Cr 钢是应用最广泛的合金调质钢，主要用于较为重要的中、小型调质件，如机床齿轮、主轴、花键轴、顶尖套等。

35CrMo 适用于制造截面较大、载荷较重的调质件和较为重要的中型调质件，如汽轮机的转子、重型汽车的曲轴等。

40CrNiMoA 适宜于制作重载、大截面的重要调质件，如挖掘机传动轴、卷板机轴等。

38CrMoAl 是氮化钢，主要用于制造尺寸精确、表面耐磨性要求很高的中、小型调质件，如精密磨床主轴、精密镗床丝杠等。

合金调质钢的最终热处理为调质处理，所获得的回火索氏体组织，具有良好的综合力学性能。对于某些受冲击的表面耐磨零件，也可在调质后进行表面淬火并低温回火，或调质后氮化处理；而对于大截面的碳素调质钢零件，往往使用正火代替调质处理。

常用合金调质钢的牌号、化学成分、热处理、力学性能及用途见表 4-2。

表 4-2 常用合金调质钢的牌号、化学成分、热处理、力学性能及用途

（摘自 GB/T 3077—1999）

类别	牌号	化学成分（质量分数,%）					热处理		力学性能					用途举例
		C	Si	Mn	Cr	其他	淬火温度/℃	回火温度/℃	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5(%)	ψ(%)	A_K/J	
									不小于					
低淬透性	40Cr	0.37~0.44	0.17~0.37	0.50~0.80	0.80~1.10		850油	520水、油	980	785	9	45	47	重要的齿轮、轴、曲轴、套筒、连杆
	40Mn2	0.37~0.44	0.17~0.37	1.40~1.80			840油	540水、油	885	735	12	45	55	轴、半轴、涡杆、连杆等
	40MnB	0.37~0.44	0.17~0.37	1.10~1.40		B：0.0005~0.0035	850油	500水、油	980	785	10	45	47	可代替40Cr作小截面重要零件，如汽车转向节、半轴、蜗杆、花键轴
	40MnVB	0.37~0.44	0.17~0.37	1.10~1.40		B：0.0005~0.0035 V：0.05~0.10	850油	520水、油	980	785	10	45	47	可代替40Cr作柴油机缸头螺栓、机床齿轮、花键轴等
中淬透性	35CrMo	0.32~0.40	0.17~0.37	0.40~0.70	0.80~1.10	Mo：0.15~0.25	850油	550水、油	980	835	12	45	63	用作截面不大而要求力学性能高的重要零件，如主轴、曲轴、锤杆等
	30CrMnSi	0.27~0.34	0.90~1.20	0.80~1.10	0.80~1.10		880油	520水、油	1080	885	10	45	39	用作截面不大而要求力学性能高的重要零件，如齿轮、轴、轴套等
	40CrNi	0.37~0.44	0.17~0.37	0.50~0.80	0.45~0.75	Ni：1.00~1.40	820油	500水、油	980	785	10	45	55	用作截面较大、要求力学性能较高的零件，如轴、连杆、齿轮轴等

（续）

类别	牌号	化学成分（质量分数,%）					热处理		力学性能					用途举例
		C	Si	Mn	Cr	其他	淬火温度/℃	回火温度/℃	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5(%)	ψ(%)	A_K/J	
									不小于					
中淬透性	38CrMoAl	0.35~0.42	0.20~0.45	0.30~0.60	1.35~1.65	Mo：0.15~0.25 Al：0.70~1.10	940 水、油	640 水、油	980	835	14	50	71	氮化零件专用钢，用作磨床、自动车床主轴、精密丝杠、精密齿轮等
高淬透性	40CrMnMo	0.37~0.45	0.17~0.37	0.90~1.20	0.90~1.20	Mo：0.20~0.30	850 油	6000 水、油	980	785	10	45	63	截面较大，要求强度高、韧性好的重要零件，如汽轮机轴、曲轴等
高淬透性	40CrNiMo	0.37~0.44	0.17~0.37	0.50~0.80	0.60~0.90	Mo：0.15~0.25 Ni：1.25~1.65	850 油	600 水、油	980	835	12	45	78	截面较大，要求强度高、韧性好的重要零件，如汽轮机轴、叶片曲轴等
高淬透性	25Cr2Ni4WA	0.21~0.28	0.17~0.37	0.30~0.60	1.35~1.65	W：0.80~1.20 Ni：4.00~4.50	850 油	550 水、油	1080	930	11	45	71	200mm 以下，要求淬透的大截面重要零件

注：表中 38CrMoAl 钢试样毛坯尺寸为 ϕ30mm，其余牌号合金调质钢试样毛坯尺寸均为 ϕ25mm。

4.1.4　常用调质钢性能简介

（1）中碳钢　代表钢种有 30、35、40、45，也有 ML30、ML35、ML40、ML45。具有较稳定的室温性能，可用于中小结构件、紧固件、传动轴、齿轮等。

（2）锰钢　代表钢种 40Mn2、50Mn2。有过热敏感性、高温回火脆性，水淬易开裂，淬透性较碳钢高。

（3）硅锰钢　代表钢种 35SiMn、42SiMn。疲劳强度高，有脱碳和过热敏感性及回火脆性。用于制造中速、中高负荷，但冲击不大的齿轮、轴、转轴、连杆、蜗杆等，也可制造工作温度 400℃以下的紧固件。

（4）硼钢　代表钢种 40B、45B、50BA、ML35B。淬透性高，综合力学性能

高于碳钢，与40Cr相当，可用于制造截面尺寸不大的零件、紧固件等。

（5）锰硼钢　代表钢种40MnB。淬透性稍高于40Cr，高的强度、韧性及低温冲击韧度，有回火脆性。40MnB常用来代替40Cr制造大截面零件，代替40CrNi制造小件；45MnB代替40Cr、45Cr；45Mn2B代替45Cr和部分代替40CrNi、45CrNi做重要的轴，也有ML35MnB用于紧固件。

（6）锰钒硼钢　代表钢种20MnVB、40MnVB。调质性能和淬透性优于40Cr，过热倾向小，有回火脆性。常用来代替40Cr、45Cr、38CrSi、42CrMo及40CrNi制造重要的调质件，也可用于中、小规格10.9级以下的螺栓。

（7）锰钨硼钢　代表钢种40MnWB。良好的低温冲击性能，无回火脆性。与35CrMo、40CrNi相当，可用于制造70mm以下的零件。

（8）硅锰钼钨钢　代表钢种35SiMn2MoW。有较高淬透性，以50%马氏体计算，水淬临界直径180mm，油淬临界直径100mm；淬裂倾向、回火脆性倾向小；具有高强度和高韧性。可代替35CrNiMoA、40CrNiMo，用于制造大截面、重负荷的轴、连杆及螺栓。

（9）硅锰钼钨钒钢　代表钢种37SiMn2MoWVA。水淬临界直径100mm，油淬临界直径70mm；具有良好的回火稳定性、低温冲击韧性，较高的高温强度，回火脆性也较小，用于制造大截面的轴类零件。

（10）铬钢　以40Cr及ML40Cr为代表。淬透性较好，水淬淬透深度28～60mm，油淬淬透深度15～40mm。具有较高的综合力学性能，良好的低温冲击韧性，低的缺口敏感性，有回火脆性。用于制造轴、连杆、齿轮及螺栓。

（11）铬硅钢　代表钢种38CrSi。淬透性优于40Cr，强度和低温冲击性较高，回火稳定性较好，回火脆性倾向较大。常用于制造直径30～40mm的轴、螺栓以及模数不大的齿轮。

（12）铬钼钢　代表钢种30CrMoA、42CrMo、ML30CrMo、ML42CrMo。水淬淬透深度30～55mm，油淬淬透深度15～40mm；具有高的室温力学性能和高温强度，良好的低温冲击性能；无回火脆性。用于制造截面较大的零件，高负荷的螺栓、齿轮及500℃以下的法兰盘、螺栓，400℃以下的导管、紧固件。42CrMo淬透性较30CrMoA高，用于制造强度更高、截面更大的零件。

（13）铬锰钼钢　代表钢种40CrMnMo。油淬临界直径80mm，具有较高的综合力学性能，回火稳定性好。用于制造截面较大的重负荷齿轮及轴类零件。

（14）锰钼钒钢　代表钢种30Mn2MoWA。具有良好的淬透性：水淬临界直径150mm，心部组织为上、下贝氏体加少量马氏体；油淬临界直径70mm，心部95%以上的马氏体；具有良好的低温冲击韧度，低的缺口敏感性及较高的疲劳强度。用于制造80mm以下的重要件。

（15）铬锰硅钢　代表钢种30CrMnSiA。水淬临界直径40～60mm（95%的

马氏体)，油淬临界直径 25～40mm。强度高，冲击韧性好，但有回火脆性。可用于制造高压鼓风机叶片、阀板、离合器摩擦片、轴及齿轮等。

（16）铬镍钢　代表钢种 40CrNi 和 45CrNi。水淬达到 40mm，油淬临界直径 15～25mm；具有良好的综合力学性能，良好的低温冲击韧性，回火脆性倾向小。30CrNi3A 淬透性较高，综合力学性能好，有氢脆敏感性和回火脆性。用于制造截面较大的曲轴、连杆、齿轮、轴及螺栓等。

（17）铬镍钼钢　代表钢种 40CrNiMoA。具有优良的综合力学性能，低温冲击韧性好，缺口敏感性低，无回火脆性。用于制造较大的曲轴、轴、连杆、齿轮、螺栓及其他受力较大、形状复杂的零件。

（18）铬镍钼钒钢　代表钢种 45CrNiMoVA。强度高，回火稳定性好，油淬临界直径 60mm（95% 马氏体）。用于制造振动载荷下的重型汽车弹性轴及扭力轴等。

4.2　调质钢的热处理

对于调质钢来说，由于加入合金元素种类及数量的差异，使这类钢在热加工以后组织差异很大。含合金元素少的钢，正火后组织多为珠光体 + 少量铁素体，而合金元素含量高的钢则为马氏体组织，所以，调质钢的热轧组织可分为珠光体型和马氏体型两种。

调质钢预备热处理可改善热加工造成的晶粒粗大和带状组织，获得便于切削加工的组织和性能。对于珠光体型调质钢，在 800℃左右进行一次退火代替正火，可细化晶粒，改善切削加工性。对马氏体型调质钢，在正火后可得到马氏体组织，所以，必须再在 Ac_1 以下进行高温回火，使其组织转变为粒状珠光体。回火后硬度可由 380～550HBW 降至 207～240HBW，此时可顺利进行切削加工。

调质钢的最终热处理可根据不同钢号的临界点确定加热温度（一般在 850℃左右)，然后淬火、回火，回火温度根据对钢的性能要求而定。当要求钢有良好的强韧性配合时，即具有良好综合力学性能，必须进行 500～650℃之间的高温回火。当要求零件具有特别高的强度（σ_b = 1600～1800MPa）时，采用 200℃左右回火，得到中碳马氏体组织。

例 1：以 40Cr 钢为例，分析其热处理工艺规范。

40Cr 用于拖拉机上的连杆、螺栓，其工艺路线为：下料→锻造→退火→粗机械加工→调质→精机械加工→装配。

在工艺路线中，预备热处理采用退火（或正火)，其目的是改善锻造组织，消除缺陷，细化晶粒；调整硬度，便于切削加工；为淬火作好组织准备。

调质工艺采用830℃加热，油淬，得到马氏体组织，然后在525℃回火。为防止第二类回火脆性，在回火的冷却过程中采用水冷，最终使用状态下的组织为回火索氏体。

例2：30CrMnSiA钢亚温淬火+中温回火代替调质处理的强化工艺。

30CrMnSiA钢经800℃×1h淬油，570℃×2h的最佳亚温淬火+中温回火工艺，硬度为31.9HRC，冲击韧度a_K值为87.8J/cm^2，室温冲击韧度比完全淬火提高50%左右，亚温淬火可以明显地抑制30CrMnSiA钢的高温回火脆性。

例3：30CrMnSiA钢等温淬火。

截面尺寸小于25mm^{2}的零件，采用在880～900℃盐浴中加热，保温时间按3～5min/mm计算，然后迅速转入w（NaOH）=100%碱浴中等温20min，等温温度在320～400℃之间进行选择，等温冷却后在60℃以上热水中冷却并清洗，再在w（$NaNO_2$）=2%～5%水溶液中钝化，并在100～150℃烘干，均可得到下贝氏体组织。光亮等温淬火适合于σ_b=1200～1300MPa、最大厚度或有效厚度<12mm、最大直径<12mm的实心圆柱和空心圆柱等非焊接零件。

该工艺的特点为：

1）调质工艺所能达到的力学性能指标，采用等温淬火都能达到，且冲击韧度可由普通淬火的60～80J/cm^{2}提高到110～120J/cm^2。

2）在下贝氏体转变温度范围内，等温温度越低，材料的强韧度匹配越好。但要注意，σ_b在1500MPa以上时，必须在等温淬火后进行低温回火。

3）等温淬火处理减小了零件变形和开裂的倾向，有利于提高产品质量。

4）回火后快速冷却并不能完全消除第二类回火脆性。

5）等温淬火最好在Ms～400℃之间进行，若超过400℃，等温淬火工艺效果不如调质工艺。

30CrMnSiA钢如采用880℃预冷+790℃亚温淬火+400℃回火，能取得良好的强韧性配合，σ_b可达1450～1500MPa，a_K值为100～110J/cm^2，并能有效地抑制30CrMnSiA钢的高温回火脆性。

例4：35CrMo钢提高韧性的最佳热处理。

35CrMo钢挖掘机链板，经860℃淬火，480℃回火，服役于-20℃低温下，因承受严重冲击，经常在短期运行后发生脆断，采用临界区热处理是提高合金结构钢强韧化途径之一。

35CrMo钢链板790℃淬火，470℃回火能与常规热处理保持相同强度，有效地提高了其低温韧性，-20℃的冲击韧度值提高80%。

35CrMo钢螺栓采用了790℃水淬+630℃×1h回火。亚温淬火前的原始组织最好采用调质处理。实际生产中，如果螺栓尺寸较小，锻造工艺合理，不致出现粗大组织，亚温淬火前可进行正火。

表 4-3 为螺栓亚温淬火后的力学性能。

表 4-3　螺栓亚温淬火后的力学性能

热处理工艺	硬度 HBW	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5（%）	ψ（%）	a_{KU}/（J/cm^2）
790℃水淬，630℃回火	293	976.08	878.08	19.6	61.5	140.14
830℃水淬油冷，600℃回火	26～28HRC	895.72	771.26	17.3	56	110.74

第5章　渗　碳　钢

5.1　渗碳钢的分类、工作条件及性能要求

常用渗碳钢可以分为碳素渗碳钢和合金渗碳钢两大类。

1）碳素渗碳钢中，用得最多的是15钢和20钢，它们经渗碳和热处理后表面硬度可达56～62HRC。但由于淬透性较低，只适用于心部强度要求不高、受力小、承受磨损的小型零件，如轴套、链条等。

2）低合金渗碳钢如20Cr、20Cr2MnVB、20Mn2TiB等，其渗透性和心部强度均较碳素渗碳钢高，可用于制造一般机械中较为重要的渗碳件，如汽车、拖拉机齿轮、活塞销等。

3）中合金渗碳钢如20Cr2Ni4、18Cr2N4W、15Si3MoWV等，由于具有很高的淬透性和较高的强度及韧性，主要用以制造截面较大、承载较重、受力复杂的零件，如航空发动机的齿轮、轴等。

渗碳钢的工作条件及性能要求如下：

渗碳钢常用在受冲击和磨损条件下工作的一些机械零件，如汽车、拖拉机上的变速齿轮，内燃机上的凸轮、活塞销等，要求表面硬、耐磨，而零件心部则要求有较高的韧性和强度以承受冲击。通常尺寸小、受力小的零件采用低碳钢，而尺寸大、受力大的则采用低碳合金钢。

5.2　常用渗碳钢

1. 渗碳钢的成分

为了满足“外硬内韧”的要求，这类钢一般都采用低碳钢，碳的质量分数为0.1%～0.25%，经过渗碳后，零件表面变为高碳的，而心部仍是低碳的，通过淬火+低温回火后使用。零件表面组织为回火马氏体+碳化物+少量残留奥氏体，硬度达58～62HRC，满足耐磨性要求，而心部组织是低碳马氏体，保持较高的韧性，满足承受冲击载荷的要求。对于大尺寸零件，由于淬透性不足，零件心部淬不透，仍保持原来的珠光体+铁素体组织，这时由于是低碳的，组织中铁素体占比例很大，因而韧性指标比较高，能满足“外硬内韧”的要求。

按照渗碳钢的淬透性大小，可分为三类：

1）低淬透性渗碳钢。典型钢种为20Cr，这类钢水淬临界直径＜25mm，渗

碳淬火后，心部强韧性较低，只适于制造受冲击载荷较小的耐磨零件，如活塞销、凸轮、滑块、小齿轮等。

2）中淬透性渗碳钢。典型钢种为 20CrMnTi，这类钢油淬临界直径为 25～60mm，主要用于制造承受中等载荷、要求足够冲击韧度和耐磨性的汽车、拖拉机齿轮等零件。

3）高淬透性渗碳钢。典型钢种为 20Cr2Ni4A，这类钢的油淬临界直径＞100mm，主要用于制造大截面、高载荷的重要耐磨件，如飞机、坦克用曲轴、大模数齿轮等。

2. 常用渗碳（碳氮共渗）钢

15、20 等低碳钢，因淬透性差，渗碳（碳氮共渗）淬火后心部强度低，只适宜用于表面耐磨、载荷小、冲击轻微、心部不需要较高强度的小工件，如轴套、链条、小水阀等。

零件表面要求耐磨，心部又要求有良好的强韧性，常采用 20Cr、20CrMnTi 钢等淬透性较好的低合金渗碳（碳氮共渗）钢。如长期在摩擦条件下工作，承受一定交变负荷和冲击负荷的活塞销、销轴等常采用 20Cr 钢渗碳（碳氮共渗）淬火；对交变负荷重、冲击较大的齿轮（截面≤30～35mm），则采用 20CrMnTi 钢渗碳（碳氮共渗）淬火。20CrMnTi 钢渗碳（碳氮共渗）淬火晶粒细小，淬透性好，且热处理变形小，可保证心部得到以低碳马氏体为主体的组织，心部强度高（38～43HRC），同时又有较高的塑韧性（$a_K \geqslant 100J/cm^2$）；对负荷更重的大截面（工件壁厚≥35～40mm）渗碳（碳氮共渗）齿轮，可同重型拖拉机、汽车一样，采用 30CrMnTi 钢，保证心部较高强度，且心部与渗碳（碳氮共渗）层过渡区的强度也较高。

低碳钢渗碳（碳氮共渗）淬火与中碳钢调质（正火）高频表面淬火，虽二者都是提高零件表面硬度、耐磨性及疲劳强度，但使用时应有区分。低碳钢淬火一般主要用于较大负荷（700～1000MPa）及冲击较大、中低速的齿轮、花键轴类等零件；而中碳钢高频表面淬火则用于相对负荷较轻（400～700MPa），冲击较小的齿轮、轴类等零件。因中碳马氏体高频表面淬火层的耐磨性及心部的强韧性均较低碳钢渗碳（碳氮共渗）淬火的渗碳（碳氮共渗）层及低碳马氏体心部低。

此外，受高频淬火工艺影响，较大模数（$m = 5 \sim 6$mm）重载齿轮及锥齿轮，齿面高频表面淬火层沿齿廓分布不均匀，尤以大锥齿轮两弧齿面硬度差值大，使用中常发生断齿等早期损坏现象，影响正常运行。为此应考虑采用 20CrMnTi 钢渗碳（碳氮共渗）淬火取代 40Cr 钢调质与高频淬火，虽然制造成本高了些，但还是利大于弊。表 5-1 常用合金渗碳钢的牌号、化学成分、热处理、力学性能及用途。

表 5-1 常用合金渗碳钢的牌号、化学成分、热处理、力学性能及用途（摘自 GB/T 3077—1999）

类别	牌号	化学成分（质量分数,%）							试样尺寸/mm	热处理			力学性能				用途举例
		C	Si	Mn	Cr	Ni	V	其他		第一次淬火温度/℃	第二次淬火温度/℃	回火温度/℃	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5(%)	A_K/J	
													不小于				
低淬透性	15Cr	0.12~0.18	0.17~0.37	0.40~0.70	0.70~1.00				15	880水、油	720~780水、油	200水、空	735	490	11	55	截面不大，心部韧性较高的受磨损零件，如齿轮、活塞、活塞环、小轴、联轴节等
低淬透性	20Cr	0.18~0.24	0.17~0.37	0.50~0.80	0.70~1.00				15	880水、油	720~780水、油	200水、空	835	540	10	47	心部要求强度要求较高的小截面受磨损零件，如机床齿轮、蜗杆、活塞环、凸轮轴等
低淬透性	20MnV	0.17~0.24	0.17~0.37	1.30~1.60			0.07~0.12		15	880水、油		200水、空	785	590	10	55	凸轮、活塞销等
中淬透性	20Mn2	0.17~0.24	0.17~0.37	1.40~1.80					15	850水、油		200水、空	785	590	11	47	代替20Cr（以节约铬元素），做小齿轮、小轴、活塞销、气门顶杆等
中淬透性	20CrNi3	0.17~0.24	0.17~0.37	0.30~0.60	0.60~0.90	2.75~3.15			25	830水、油		480水、空	930	735	10	78	承受重载荷的齿轮、凸轮、机床主轴、传动轴等
中淬透性	20CrMnTi	0.17~0.23	0.17~0.37	0.80~1.10	1.00~1.30			Ti：0.04~0.10	15	880水、油	870油	200水、空	1080	850	10	55	截面 $30mm^2$ 以下，高速，承受中或重载荷、冲击及摩擦的重要零件，如汽车齿轮、齿轮轴、十字头、凸轮等

（续）

类别	牌号	化学成分（质量分数,%）							试样尺寸/mm	热处理			力学性能				用途举例
		C	Si	Mn	Cr	Ni	V	其他		第一次淬火温度/℃	第二次淬火温度/℃	回火温度/℃	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5(%)	A_K/J	
													不小于				
中淬透性	20CrMnMo	0.17~0.23	0.17~0.37	0.90~1.20	1.10~1.40			Mo：0.20~0.30	15	850水、油		200水、空	1180	885	10	55	要求表面高硬度和耐磨的重要渗碳件，如大型拖拉机主齿轮、活塞销、球头销，钻机的牙轮、钻头等
	20MnVB	0.17~0.23	0.17~0.37	1.20~1.60			0.07~0.12	B：0.0005~0.0035	15	860水、油		200水、空	1080	885	10	55	代替20CrMnTi，作汽车齿轮、重型机床上的轴、齿轮等
高淬透性	20Cr2Ni4	0.17~0.23	0.17~0.37	0.30~0.60	1.25~1.65	3.25~3.65			15	880水、油	780油	200水、空	1180	1080	10	63	大截面重要渗碳件，如大齿轮、轴、飞机发动机齿轮等
	18Cr2Ni4WA	0.13~0.19	0.17~0.37	0.30~0.60	1.35~1.65	4.00~4.50		W：0.80~1.20	15	950水、油	850空	200水、空	1180	835	10	78	大截面、高强度、高韧性的重要渗碳件，如大齿轮、传动轴、曲轴等

渗碳钢通常是指需经渗碳处理后使用的钢材，具有外硬内韧的性能，用于承受冲击的耐磨件，如汽车、拖拉机中的变速齿轮，内燃机上的凸轮轴、活塞销等。

化学成分为低碳，一般 w（C）=0.10%~0.25%，以保证零件心部具有足够的塑性、韧性。主要合金元素是 Cr，还可加入 Ni、Mn、B、W、Mo、V、Ti 等。其中，Cr、Ni、Mn、B 可提高淬透性，使大尺寸零件淬火后心部得到低碳马氏体组织，以提高强度和韧性；少量的 W、Mo、V、Ti 能形成细小、难溶的

碳化物，以阻止渗碳过程中高温、长时间保温条件下的晶粒长大，在零件表层形成的合金碳化物还可提高表面渗碳层的耐磨性。

常用牌号有 20Cr、20CrMnTi、20Cr2Ni4 等。

20Cr 钢常用来制造负荷不大、小尺寸的一般渗碳件，如小轴、小齿轮、活塞销等，也可在调质状态下使用，制造工作速度较大并承受中等冲击载荷的零件。这种钢在渗碳时易过热，表面也容易出现网状渗碳体。

20CrMnTi 是应用最广泛的合金渗碳钢，用于截面在 30mm 以下、高速运转并承受中等或重载荷的重要渗碳件，如汽车、拖拉机的变速齿轮、轴等零件。

20Cr2Ni4 钢用作大截面、较高载荷、交变载荷下工作的重要渗碳件，如内燃机车的主动牵引齿轮、柴油机曲轴等。

合金渗碳钢预先热处理为正火，以改变锻造状态的不正常组织，获得合适硬度，以利切削加工。最终热处理一般是渗碳后淬火加低温回火，使表层获得高碳回火马氏体加碳化物，表面硬度一般为 58～64HRC；而心部组织则视钢的淬透性高低及零件尺寸大小而定，可得到低碳回火马氏体或其他非马氏体组织，心部具有良好的强韧性。

表 5-2 为常用合金渗碳钢的牌号、化学成分、热处理、力学性能及用途。

表 5-2　常用合金渗碳钢的牌号、化学成分、热处理、力学性能及用途

（GB/T 3077—1999）

牌号	热处理			力学性能				应用举例
	第一次淬火温度/℃	第二次淬火温度/℃	回火温度	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 (%)	A_K/J	
20Cr	880 水、油	780～820 水、油	200 水、空	540	835	10	≥47	截面在 30mm 以下形状复杂，心部要求较高强度、工作表面承受磨损的零件，如机床变速器齿轮、凸轮、蜗杆、活塞销、爪形离合器等
20Mn2	880 水、油		200 水、空	590	785	10	47	代替 20 钢制作小型渗碳齿轮、轴、轻载活塞销，汽车顶杆、变速器操纵杆等
20CrMnTi	880 油	870 油	200 水、空	850	1080	10	55	在汽车、拖拉机工业中用于截面在 30mm 以下，承受高速、中或重载荷以及受冲击、摩擦的重要渗碳件，如齿轮、轴、齿轮轴、爪形离合器、蜗杆等
20MnVB	860 油		200 水、空	885	1080	10	55	模数较大，载荷较重的中小渗碳件，如重型机床上的齿轮、轴，汽车后桥主动、从动齿轮等

（续）

牌号	热处理		回火温度	力学性能				应用举例
	第一次淬火温度/℃	第二次淬火温度/℃		σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 (%)	A_K/J	
20MnTiB	860 油		200 水、空	930	1130	10	55	20CrMnTi 的代用钢种，制作汽车、拖拉机上小截面、中等载荷的齿轮
20Cr2Ni4	880 油	780 油	200 水、空	1080	1180	10	63	大截面、较高载荷、交变载荷下工作的重要渗碳件，如大型齿轮、轴等

注：表中各牌号的合金渗碳钢试样尺寸均为 15mm。

5.3 渗碳钢的热处理

5.3.1 渗碳及热处理

1. 渗碳

渗碳分为固体渗碳、液体渗碳、气体渗碳，渗碳温度为 900～950℃，表面层 w（C）为 0.8%～1.2%，层深为 0.5～2.0mm。

2. 渗碳后的热处理

渗碳工件实际上也可看作是一种表面与中心碳含量相差悬殊的复合材料。渗碳只能改变工件表面碳的质量分数，而其表面及心部的最终强化则必须经过适当的热处理才能实现。渗碳后的工件均需进行淬火和低温回火。淬火目的是使在表面形成高碳马氏体或高碳马氏体和细粒状碳化物组织。低温回火温度为 150～200℃。

渗碳钢的热处理规范一般是渗碳后进行直接淬火，再低温回火。碳素渗碳钢和低合金渗碳钢，经常采用直接淬火或一次淬火，再低温回火；高合金渗碳钢则采用二次淬火和低温回火处理。

例：20CrMnTi 钢热处理工艺规范。20CrMnTi 钢齿轮加工工艺路线为：下料→锻造→正火→加工齿形→渗碳→预冷淬火→低温回火→磨齿。

正火作为预先热处理，可改善锻造组织，调整硬度（170～210HBW）便于机械加工，正火后的组织为索氏体+铁素体；最终热处理为渗碳后预冷到 875℃直接淬火+低温回火，预冷的目的是减少淬火变形，同时在预冷过程中，渗层中可以析出二次渗碳体，在淬火后减少了残留奥氏体量。最终热处理后其组织由表面往心部依次为回火马氏体+颗粒状碳化物+残留奥氏体→回火马氏体+残留奥氏体→……（心部组织分为两种情况，在淬透时为低碳马氏体+铁素体；

未淬透时为索氏体+铁素体)。

20CrMnTi 钢经上述处理后可获得高耐磨性渗层，心部有较高的强度和良好的韧性，适宜制造承受高速中载并且抗冲击和耐磨损的零件，如汽车、拖拉机的后桥和变速箱齿轮、离合器轴、锥齿轮和一些重要的轴类零件。

5.3.2 渗碳件常用热处理工艺及适用范围

1）直接淬火、低温回火。

组织及性能特点：不能细化钢的晶粒。工件淬火变形较大，合金钢渗碳件表面残留奥氏体量较多，表面硬度较低。

适用范围：操作简单，成本低廉，用来处理承受冲击载荷不大的零件，适用于气体渗碳和液体渗碳工艺。

2）预冷直接淬火、低温回火。淬火温度 800～850℃。

组织及性能特点：可以减少工件淬火变形，渗层中残留奥氏体量也可稍有降低，表面硬度略有提高，但奥氏体晶粒没有变化。

适用范围：操作简单，工件氧化、脱碳及淬火变形均小，广泛应用于细晶粒钢制造的各种工具。

3）一次加热淬火、低温回火。淬火温度 820～850℃或 780～810℃。

组织及性能特点：对心部强度要求较高者，采用 820～850℃淬火，心部为低碳马氏体，表面要求硬度高者，采用 780～810℃淬火可以细化晶粒。

适用范围：适用于固体渗碳后的碳钢和低合金钢工件，气体、液体渗碳的粗晶粒钢，某些渗碳后不宜直接淬火的工件及渗碳后需机械加工的零件。

4）渗碳、高温回火、一次加热淬火、低温回火。淬火温度 840～860℃。

组织及性能特点：高温回火使马氏体和残留奥氏体分解，渗层中碳和合金元素以碳化物形式析出，便于切削加工及淬火后残留奥氏体减少。

适用范围：主要用于 Cr-Ni 合金渗碳工件。

5）二次淬火、低温回火。

组织及性能特点：第一次淬火（或正火），可以消除渗碳层网状碳化物及细化心部组织（850～870℃），第二次淬火主要改善渗层组织，对心部性能要求不高时可在材料的 $Ac_1 \sim Ac_3$ 之间淬火，对心部性能要求高时要在 Ac_3 以上淬火。

适用范围：主要用于对力学性能要求很高的重要渗碳件，特别是对粗晶粒钢。但在渗碳后需经过两次高温加热，使工件变形和氧化脱碳增加，热处理过程较复杂。

6）二次淬火冷处理低温回火。

组织及性能特点：在高于 Ac_1 或 Ac_3（心部）的温度淬火，高合金表层残留奥氏体较多，经冷处理（－70～－80℃）使奥氏体发生转变，从而提高表面硬

度和耐磨性。

适用范围：主要用于渗碳后不进行机械加工的高合金钢工件。

7）渗碳、感应淬火、低温回火。

组织及性能特点：可以细化渗层及靠近渗层处的组织。淬火变形小，不允许硬化的部位不需预先防渗。

适用范围：各种齿轮和轴类。

第 6 章　弹　簧　钢

6.1　弹簧用钢

6.1.1　弹簧用钢的工作条件及成分特点

弹簧钢是制造各种螺旋簧、扭簧、板簧及其他形状弹簧的钢类。这些弹簧是保证各种机器、仪器、仪表正常工作不可缺少的重要零件。

1. 弹簧的工作条件

弹簧主要在动载荷下工作，即在冲击、振动的条件下，或在交变应力作用下工作，利用弹性变形来吸收冲击能量，起缓冲作用。

由于弹簧经常承受振动和长期在交变应力作用下工作，主要是疲劳破坏，故弹簧钢必须具有高的弹性极限和疲劳极限。此外，还应有足够的韧性和塑性，以防止在冲击力作用下突然脆断。在工艺性能方面，弹簧钢应具有较好的淬透性和低的过热、脱碳敏感性。降低弹簧表面粗糙度能提高疲劳寿命。

2. 弹簧钢的成分特点

中碳钢和高碳钢都可用作弹簧钢，但因其淬透性和强度较低，只能用来制造截面较小（一般不超过 10～15mm^2）、受力较小的弹簧。合金弹簧钢则可制造截面较大、屈服极限较高的重要弹簧。

合金弹簧钢为中、高碳成分，一般 w（C）＝0.5%～0.7%，以满足高弹性、高强度的性能要求。加入的合金元素主要是 Si、Mn、Cr，作用是强化铁素体，提高淬透性和耐回火性。但加入过多的 Si 会造成钢在加热时表面容易脱碳，加入过多的 Mn 容易使晶粒长大。加入少量的 V 和 Mo 可细化晶粒，可进一步提高强度并改善韧性，以及进一步提高淬透性和耐回火性。

常用合金弹簧钢有 60Si2Mn、50CrVA、30W4Cr2VA 等。

6.1.2　弹簧钢的类别

1. 热轧弹簧钢

在《弹簧钢》（GB/T 1222—2007）中有合金弹簧钢 14 个钢号，由于各种原因本系列只收入 9 个钢号，此外，还编入 1 个非标准钢号 45CrMoV。按化学成分划分为锰钢（1 个）、硅锰钢（2 个）、铬锰钢（1 个）、铬钒钢（1 个）、硅锰钒硼钢（1 个）、硅锰钼钒（铌）钢（2 个）、钨铬钒钢（1 个）和铬钼钒钢（1

个）八组。这些钢除 55SiMnVB、55SiMnMoV、55SiMnMoVNb 是我国近年来研制成功的钢种外，其他钢都是仿制国外钢种。

按允许使用温度可划分为 65Mn、55SiMnVB（≤120℃），55Si2Mn、50CrMn、55SiMnMoV、55SiMnMoVNb（≤230℃），60Si2MnA（≤250℃），50CrVA（≤300℃），45CrMoV（≤450℃），30W4Cr2VA（≤500℃）。

60Si2Mn 钢是应用最广泛的合金弹簧钢，其生产量约为合金弹簧钢产量的 80%。它的强度、淬透性、耐回火性都比碳素弹簧钢高，工作温度达 250℃，缺点是脱碳倾向较大，适于制造厚度小于 10mm 的板簧和截面尺寸小于 $25mm^2$ 的螺旋弹簧，在重型机械、铁道车辆、汽车、拖拉机上都有广泛应用。

50CrVA 钢的力学性能与 60Si2Mn 钢相近，但淬透性更高，钢中 Cr 和 V 能提高弹性极限、强度、韧性和耐回火性，常用于制作承受重载荷、工作温度较高及截面尺寸较大的弹簧。

30W4Cr2VA 是高强度的耐热弹簧，用于 500℃ 以下工作的锅炉主安全阀弹簧、汽轮机汽封弹簧等。

2. 其他耐热弹簧钢和耐蚀弹簧钢

关于其他耐热弹簧钢和耐蚀弹簧钢，如 W18Cr4V（≤600℃）、1Cr18Ni9（Ti）（≤290℃）、0Cr17Ni7Al（≤350℃）、0Cr12Ni4Mn5Mo3Al（≤350℃）、0Cr15Ni7Mo2Al（≤425℃）、3Cr13、4Cr13、1Cr18Ni12Mo2Ti 等钢种的基本性能和特点，参见高速钢、不锈钢部分内容。

我国弹簧钢钢类基本满足了各机械工业部门的使用。弹簧钢产量约占合金钢总产量的 4%，其中热轧材圆钢和扁钢产量约占 95%，冷拉材、钢丝、钢带产量约占 5%。从钢种上分，以 60Si2Mn（A）产量为最多，约占 68%；65Mn 约占 11%；55Si2Mn 约占 6.8%；55Si2MnB 约占 6.3%。

6.1.3　弹簧成形方法及热处理

弹簧成形方法：对直径或板簧厚度大于 10mm 的大弹簧，可在比正常淬火温度高出 50～80℃ 的温度下热成形；对直径或板簧厚度小于 8～10mm 的小弹簧，常用冷拔弹簧钢丝冷卷成形。

热处理：为保证弹簧具有高的强度和足够韧性，通常采用淬火＋中温回火。对热成形弹簧，可采用热成形余热淬火；对热冷成形的弹簧，有时可省去淬火、中温回火工艺，成形后只需进行 200～300℃ 去应力退火即可。弹簧钢热处理后通常进行喷丸处理，其目的是在弹簧表面产生残余压应力，以提高弹簧的疲劳强度。

6.1.4　弹簧钢的成分和性能

弹簧钢（GB/T 1222—2007）共有 17 个牌号，其化学成分列于表 6-1，弹簧

钢的力学性能见表6-2。

表6-1 弹簧钢的化学成分（GB/T 1222—2007）

序号	牌号	化学成分（质量分数,%）											
		C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	B	Ni	Cu	P	S
										≤			
1	65	0.62 ~ 0.70	0.17 ~ 0.37	0.50 ~ 0.80	≤0.25					0.25	0.25	0.035	0.035
2	70	0.62 ~ 0.70	0.17 ~ 0.37	0.50 ~ 0.80	≤0.25					0.25	0.25	0.035	0.035
3	85	0.82 ~ 0.90	0.17 ~ 0.37	0.50 ~ 0.80	≤0.25					0.25	0.25	0.035	0.035
4	65Mn	0.62 ~ 0.70	0.17 ~ 0.37	0.50 ~ 0.80	≤0.25					0.25	0.25	0.035	0.035
5	55Si2Mn	0.52 ~ 0.60	1.50 ~ 2.00	0.60 ~ 0.90	≤0.35					0.35	0.25	0.035	0.035
6	55Si2MnB	0.52 ~ 0.60	1.50 ~ 2.00	0.60 ~ 0.90	≤0.35				0.0005 ~ 0.004	0.35	0.25	0.035	0.035
7	55SiMnVB	0.52 ~ 0.60	0.70 ~ 1.00	1.00 ~ 1.30	≤0.35				0.0005 ~ 0.0035	0.35	0.25	0.035	0.035
8	60Si2Mn	0.56 ~ 0.64	1.50 ~ 2.00	0.60 ~ 0.90	≤0.35					0.35	0.25	0.035	0.035
9	60Si2MnA	0.56 ~ 0.64	1.60 ~ 2.00	0.60 ~ 0.90	≤0.35					0.35	0.25	0.035	0.030
10	60Si2CrA	0.56 ~ 0.64	1.40 ~ 1.80	0.40 ~ 0.70	0.70 ~ 1.00					0.35	0.25	0.035	0.030
11	60Si2CrVA	0.56 ~ 0.64	1.40 ~ 1.80	0.40 ~ 0.70	0.90 ~ 1.20					0.35	0.25	0.035	0.030
12	55CrMnA	0.52 ~ 0.60	0.17 ~ 0.37	0.65 ~ 0.95	0.65 ~ 0.95					0.35	0.25	0.035	0.030
13	60CrMnA	0.56 ~ 0.64	0.17 ~ 0.37	0.70 ~ 1.00	0.70 ~ 1.00					0.35	0.25	0.035	0.030
14	60CrMnMoA	0.56 ~ 0.64	0.17 ~ 0.37	0.70 ~ 1.00	0.70 ~ 0.90	0.25 ~ 0.35				0.35	0.25	0.035	0.030

（续）

序号	牌号	化学成分（质量分数,%）											
		C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	B	Ni	Cu	P	S
										≤			
15	50CrVA	0.46～0.54	0.17～0.37	0.50～0.80	0.80～1.00		0.10～0.20			0.35	0.25	0.035	0.030
16	60CrMn BA	0.56～0.64	0.17～0.37	0.70～1.00	0.70～1.00				0.0005～0.004	0.35	0.25	0.035	0.030
17	30W（Cr）2VA	0.26～0.34	0.17～0.37	≤0.40	2.00～2.50		0.50～0.80	4～4.5		0.35	0.25	0.035	0.030

注：1. 当用平炉或转炉时，不带“A”钢的磷、硫的质量分数均不大于 0.040%。
2. 根据需方要求（在合同中注明），钢中残余铜的质量分数不大于 0.20%。

表 6-2　弹簧钢的热处理、力学性能及用途

序号	牌号	热处理规范			力学性能（≥）				
		淬火温度/℃	淬火介质	回火温度/℃	屈服点 σ_s/MPa	抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ（%）		断面收缩率（%）
							δ_5	δ_{10}	
1	65	840	油	500	784	980		9	35
2	70	830	油	480	833	1020		8	30
3	85	820	油	480	980	1127		6	30
4	65Mn	830	油	540	784	980		8	30
5	55Si2Mn	870	油	480	1170	1274		6	30
6	55Si2MnB	870	油	480	1170	1274		6	30
7	55SiMnVB	860	油	460	1225	1372		5	30
8	60Si2Mn	870	油	480	1170	1274		5	25
9	60Si2MnA	870	油	440	1372	1568		5	20
10	60Si2CrA	870	油	420	1568	1764	6		20
11	60Si2CrVA	850	油	410	1666	1862	6		20
12	55CrMnA	830～860	油	460～510	1078（$\sigma_{0.2}$）	1225	9①		20
13	60CrMnA	830～860	油	460～520	1078（$\sigma_{0.2}$）	1225	9①		20
14	60CrMn MoA	—	—	—	—	—	—	—	—
15	50CrVA	850	油	500	1127	1274	10		40

（续）

序号	牌号	热处理规范			力学性能（≥）				
		淬火温度/℃	淬火介质	回火温度/℃	屈服点 σ_s/MPa	抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ（%）		断面收缩率（%）
							δ_5	δ_{10}	
16	60CrMnBA	830～860	油	460～520	1078（$\sigma_{0.2}$）	1225	9①		20
17	30W4Cr2VA	1050～1100	油	600	1323	1470	7		40

注：1. 除规定热处理温度上下限外，表中热处理温度允许偏差为：淬火±20℃、±50℃。根据需方特殊要求，回火可按±30℃进行。

2. 30W4Cr2VA 钢除抗拉强度外，其他性能检验结果供参考。

① 其试样可采用下列试样中的一种；若按 GB/T 228—2002《金属材料　室温拉伸试验方法》作拉伸试验时，所测 δ 值供参考。

为了弥补这十七种弹簧钢种的缺陷，又从超高强度钢、高速工具钢、不锈钢和热强钢中优选出一些用作弹簧的钢号。表 6-3、表 6-4 是我国目前常用弹簧钢牌号的化学成分和力学性能。

表 6-3　常用弹簧钢牌号的化学成分

序号	牌号	化学成分（质量分数,%）												
		C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	Ni	B	Al	Cu	P	S
													≤	
1	55CrSiA	0.50～0.60	1.20～1.60	0.50～0.80	0.50～0.80				≤0.20			≤0.20	0.03	0.03
2	65Si2MnWA	0.61～0.69	1.50～2.00	0.70～1.00	≤0.35			0.80～1.20	≤0.35			≤0.25	0.035	0.030
3	70Si3MnA	0.66～0.74	2.40～2.80	0.60～0.90	≤0.35				≤0.35			≤0.25	0.035	0.030
4	55SiMnVB	0.52～0.60	0.70～1.00	1.00～1.30	≤0.35		0.08～0.16		≤0.35	0.0005～0.0035			0.035	0.035
5	55SiMnMoV	0.52～0.60	0.90～1.20	1.00～1.30	≤0.35		0.08～0.15		≤0.35				0.040	0.040
6	55SiMnMoVNb	0.52～0.60	0.40～0.70	1.00～1.30	≤0.35		0.08～0.15						0.040	0.040
7	45CrMoV	0.40～0.50	0.15～0.35	0.60～0.80	1.30～1.50		0.25～0.35						0.040	0.040

（续）

序号	牌号	化学成分（质量分数,%）												
		C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	Ni	B	Al	Cu	P	S
													≤	
8	40CrNiMoA	0.37～0.44	0.20～0.40	0.50～0.60	0.60～0.90	0.15～0.25			1.25～1.75				0.035	0.030
9	45CrNiMoVA	0.42～0.49	0.20～0.40	0.50～0.80	0.80～1.10	0.20～0.30	0.10～0.20						0.035	0.030
10	W18Cr4V	0.70～0.80	≤0.40	≤0.40	3.80～4.40	≤0.30	1.00～1.40	17.50～19.00					0.030	0.030
11	4Cr13	0.35～0.45	≤0.60	≤0.80	12.00～14.00								0.030	0.030
12	1Cr18Ni9	≤0.12	≤1.00	≤2.00	17.00～19.00			8.00～11.00				0.035	0.030	
13	1Cr18Ni9Ti	≤0.12	≤1.00	≤2.00	17.00～19.00				8.00～11.00		Ti×(C%－0.02)～0.8		0.035	0.030
14	0Cr17Ni7Al	≤0.09	≤1.00	≤1.00	16.00～18.00				6.50～7.75		0.75～1.50		0.035	0.030
15	0Cr15Ni7Mo2Al	≤0.09	≤1.00	≤1.00	14.00～16.00	2.00～3.00			6.50～7.75		0.75～1.50		0.035	0.030
16	1Cr15Ni36W3Ti	≤0.12	≤0.80	1.00～2.00	14.00～16.00			2.00～3.20	34.00～38.00		Ti1.00～1.40		0.035	0.10

表 6-4　常用弹簧钢的力学性能

序号	牌号	热处理制度			力学性能（≥）				
		淬火温度/℃	淬火介质	回火温度/℃	屈服点 σ_s/MPa	抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ（%）		断面收缩率 ψ（%）
							δ_5	δ_{10}	
1	55CrSiA（ϕ4.2 钢丝）	950	油	445	1666	1862			45
2	65Si2MnWA	850	油	445	1666	1862	5		20

（续）

序号	牌号	热处理制度			力学性能（≥）				
		淬火温度/℃	淬火介质	回火温度/℃	屈服点 σ_s/MPa	抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ（%） δ_5	δ_{10}	断面收缩率 ψ（%）
3	70Si3MnA	860	油	420	1568	1746		5	20
4	55SiMnVB	860	油	460	1225	1372		5	30
5	55SiMnMoV	880	油	550	1274	1372		6	30
6	55SiMnMoVNb	880	油	530	1274	1372		8	35
7	45CrMoV	950	油	550	1170	1372		8	35
8	40CrNiMoA	860	油	600 水或油冷	980	833	12		55
9	45CrNiMoVA	860	油	460 油冷	1327	1070		7	35
10	0Cr17Ni7Al	Ⅰ：1050℃空冷 +950℃空冷 + −73℃ 8h +510℃ 1h 空冷；Ⅱ：1050℃空冷 +60%以上冷变形 +480℃1h 空冷			Ⅰ：1441	1548			
					Ⅱ：1788	1823			
11	0Cr15Ni7Mo2Al				Ⅰ：1490	1607			
					Ⅱ：1788	1823			
12	4Cr13	1050	空	600	892	1117	12.5		32
13	1Cr18Ni9	1100 ~ 1150	水	—	196	539		45	50
14	1Cr18Ni9Ti	1000 ~ 1100	水	—	196	539		40	55

6.2　弹簧钢的热处理

6.2.1　弹簧钢热处理分类

根据成形方法弹簧钢的制造可以分为冷成形和热成形（又称强化后成形和成形后强化）两类。

1. 冷成形弹簧的热处理

对于小型弹簧，如直径小于 8mm 的螺旋弹簧或弹簧钢带等，可以在热处理强化或冷变形强化后成形，即用冷拉丝冷卷成形。冷拔钢丝具有较高的强度，这是利用冷拔变形时钢产生加工硬化而获得的。冷拔弹簧钢丝按其强化工艺不同可分为三种情况：

1）铅浴等温淬火冷拔钢丝。即将盘条先冷拉到一定尺寸，再加热到 Ac_3 + 80 ~ 100℃奥氏体化后，在 450 ~ 550℃铅浴中等温淬火得到细片状珠光体组织，

然后多次冷拔到所需的直径。通过调整钢种碳量和冷拔形变量（形变量可达85%～90%），以得到高强度和一定塑性的弹簧钢丝。这种铅淬拔丝处理实际上是一种形变热处理，即珠光体相变后形变，可使钢丝强度达到3000MPa左右。

2）冷拔钢丝。这种钢丝主要是通过冷拔变形而得到强化，但与铅淬冷拔钢丝不同，它是在冷拔工序中间加入一道约680℃中间球化退火而改善塑性，使钢丝得以继续冷拔到所需的最终尺寸，其强度比铅淬冷拔钢丝强度低。

3）淬火、回火钢丝。这种钢丝是在冷拔到最终尺寸，再经淬火加中温回火强化，最后冷卷成型的。此种强化的缺点是工艺较复杂，比铅淬冷拔钢丝强度低。

经上述三种方法强化的钢丝在冷卷成形后需进行低温回火，其回火温度250～300℃，回火时间1h。目的是消除应力，稳定尺寸，并提高弹性极限。

经过强化处理的钢丝在冷卷成形后弹性极限往往并不高，这是因为冷卷成形将使易动位错数量增多，且因为包申格效应引起起始塑变抗力降低。因此，在冷卷成形后必须进行一次低温回火，以提高弹性极限。

2. 热成形弹簧的热处理

热成形弹簧一般是将淬火与热成形结合起来，即加热温度略高于淬火温度，加热后进行热卷成形，然后利用余热淬火，最后进行350～450℃的中温回火，从而获得回火托氏体组织。这是一种形变热处理工艺，可有效提高弹性极限和疲劳寿命。一般汽车上大型板弹簧均采用此方法。对于中型螺旋弹簧也可以在冷态成形，而后进行淬火和回火处理。

为了进一步发挥弹簧钢潜力，在弹簧热处理时应注意以下三点：

1）弹簧钢多为硅锰钢，硅有促进脱碳的作用，锰有促进晶粒长大的作用。表面脱碳和晶粒长大均使钢的疲劳强度大大下降，因此，弹簧钢加热温度、加热时间和加热介质均应注意选择和控制。如采用盐炉迅速加热或在保护气氛条件下进行加热。淬火后应尽快回火，以防止延迟断裂发生。

2）回火温度一般为350～450℃。若钢材表面状态良好（如经磨削），应选用下限温度回火；反之可用上限温度回火，以提高钢的韧性，降低表面缺陷敏感性。

3）弹簧钢含硅量较高，钢材在退火过程中易产生石墨化，对此必须引起重视。一般钢材进厂时要求检验石墨的含量。

6.2.2　弹簧的热处理特性

1. 碳素弹簧钢丝的热处理

碳素弹簧钢丝包括65、70、75、85钢。这类材料的淬透性比较差，易开裂、易脱碳，常用于制造弹簧垫片、片形弹簧和其他不重要的弹簧。材料直径小于

15mm 的弹簧可以在油中淬透。

（1）弹簧的去应力退火　采用冷卷工艺卷制的螺旋弹簧，普遍选用铅浴等温淬火冷拔钢丝（碳素弹簧钢丝、琴钢丝）和油淬火回火弹簧钢丝。用这些钢丝冷卷制成的弹簧，不需淬火处理，但必须进行去应力退火，也称为回火、消除应力回火或去应力回火。

去应力退火的目的：

1）消除金属冷拔加工和弹簧冷卷成形的内应力。

2）稳定弹簧尺寸，未经去应力退火的弹簧在后面的加工工序中和使用过程中会产生外径增大或尺寸不稳定现象。

3）提高金属丝的抗拉强度和弹性极限。

4）利用去应力退火来控制弹簧尺寸。如将弹簧装在夹具上进行去应力退火能起到调整弹簧高度的作用。去应力退火温度通常在 150～350℃内选取。去应力退火温度及保温时间见表 6-5 所示。

表 6-5　去应力退火温度及保温时间

弹簧材料		去应力退火规范		
类别	规格/mm	去应力退火温度/℃	保温时间/min	冷却方式
碳素弹簧钢丝 琴钢丝	<1	240～260	10～20	空气或水
	>1～2	260～280	15～25	
	>2～3.5	280～300	20～30	
	>3.5～6	300～320	20～30	
	>6～8	320～340	25～35	
油淬火回火弹簧钢丝	≤2	360～420	20～30	
	>2	380～460	25～35	
奥氏体不锈钢丝	<3	280～320	20～30	
	>3	320～360	30～40	
硅青铜丝 锡青铜丝	≤1	170～180	40	
	>1～2.6	180～200	60	
	>2.6	180～220	60～90	
铍青铜丝	≤1.8	240～300	60	
	>1.8～2.6	240～310	60～90	
	>2.6	280～310	60～90	

螺旋拉伸弹簧和螺旋扭转弹簧的第二次去应力退火温度比第一次低约 20℃，保温时间可缩短一些。经抛丸处理弹簧的去应力退火温度一般在 180～220℃，保温时间为 20～30min。需采用去应力退火的方法来调整弹簧尺寸时，其温度可比一般介绍的温度高约 20℃。

（2）热处理工艺及力学性能　退火态碳素钢的热处理工艺及力学性能见表 6-6。

表 6-6　退火态碳素钢的热处理工艺及力学性能

钢号	淬火温度及冷却介质	淬火硬度 HRC	回火温度/℃				弹性模量 E/MPa	切变模量 G/MPa
			200	300	400	500		
			回火硬度 HRC					
65	800～830℃油或水	>60	58	54	44	36	205800	79184
70	790～825℃油或水	>61	59	55	45	38	196000	78792
85	780～820℃油或水	>62	60	56	46	39	191100	78400

2. 合金弹簧钢的热处理

（1）硅锰钢的热处理　该类钢具有成本低，淬透性好，抗拉强度、屈服点、弹性极限高，回火稳定性好等优点。但硅锰钢为本质粗晶粒钢，过热敏感、脱碳倾向大，易产生石墨化。所以，热处理时淬火温度不易过高，保温时间不宜过长，以防止晶粒粗大和脱碳。常用硅弹簧钢的热处理工艺及力学性能见表 6-7，不同回火温度下的硬度值见表 6-8。

表 6-7　常用硅弹簧钢热处理工艺及力学性能

材料	淬火温度/℃	冷却剂	硬度 HRC	回火温度/℃	硬度 HRC	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服点 σ_s/MPa	断面收缩率 ψ(%)	伸长率 δ（%）
55Si2Mn	860～880	油	>58	440	47	1340	1180	>40	10
60Si2Mn	850～870	油	>60	440	48	1680	1470	44	11
60Si2MnA	850～870	油	>60	440	48	1680	1470	44	11
70Si3MnA	850～870	油	>62	430	52	1810	1620	20	5

表 6-8　不同回火温度下的硬度值（HRC）

材料	温度/℃							
	200	250	300	350	400	450	500	550
55Si2Mn	56	55	54	52	50	43	40	37
60Si2Mn	58	57	56	54	51	45	40	38
60Si2MnA	59	58	57	54	52	46	41	39
70Si3MnA	62	60	58	56	54	51	45	41

注：试件 d=8mm，硝盐炉，保温 60min，硬偏差 ±2HRC。

（2）铬钒钢及铬锰钢的热处理　这类钢包括 50CrVA、50CrMn、50CrMnA、60Si2CrA、60Si2CrVA 等。由于钢中含有 Cr、V 等元素，使钢的淬透性得到了显著地改善。同时 V 和 Cr 都是强烈的碳化物形成元素，其碳化物存在于晶界附近，能有效地阻止晶粒的长大。这类钢材虽然碳的质量分数不高，强度稍微低

些，但具有很好的韧性，特别优良的疲劳性能。因此，要求高疲劳性能的弹簧，如气门弹簧、调压弹簧、安全阀弹簧几乎都选用50CrVA来卷制。

50CrVA、50CrMn热处理工艺及力学性能见表6-9。

表6-9 50CrVA、50CrMn热处理工艺及力学性能

钢号	淬火温度/℃	冷却剂	硬度HRC	回火温度/℃	硬度HRC	抗拉强度σ_b/MPa	屈服点σ_s/MPa	断面收缩率ψ(%)	伸长率δ(%)
50CrVA	860~900	油	>54	380~400	45~50	>1470	>1274	>40	>8
50CrMn	840~860	油	>56	380~400	45~50	>1470	>1274	>40	>8

（3）高强度弹簧钢的热处理　此类钢特点是强度高、淬透性好，在油中淬透直径都在50mm以上，用于制造工作温度在250℃以下的高应力弹簧，如气门弹簧、油泵弹簧、汽车悬浮弹簧等。这类弹簧在较高温度下回火仍保持较高的强度。为获得高的强度，硬度一般在48~52HRC之间选取。高强度弹簧钢的热处理规范和力学性能见表6-10。

表6-10 高强度弹簧钢的热处理规范和力学性能

钢号	淬火温度/℃	冷却剂	硬度HRC	回火温度/℃	硬度HRC	抗拉强度σ_b/MPa	屈服点σ_s/MPa	断面收缩率ψ(%)	伸长率δ(%)
60Si2CrA	860~900	油	>62	430~450	48~52	>1800	>1600	>20	>8
60Si2CrVA	840~860	油	>62	430~450	48~52	>1800	>1600	>20	>8
65Si2MnWA	840~870	油	>62	430~450	51~52	>1800	>1700	>17	>5

（4）硅锰新钢种的热处理　这类钢是在硅锰钢的基础上，结合我国优势资源，在钢中加入了硼、钼、钒、铌等合金元素，淬透性比硅锰钢有较大的提高，直径50mm以上的工件在油中可淬透，脱碳和过热的倾向比硅锰钢低，韧性和疲劳性能都优于硅锰钢，主要用于制造汽车板簧。常用的牌号有55Si2MnVB、55SiMnMoV、55SiMnMoVNb。其热处理规范和力学性能见表6-11。

表6-11 弹簧钢新钢种热处理规范和力学性能

钢号	淬火温度/℃	冷却剂	硬度HRC	回火温度/℃	硬度HRC	抗拉强度σ_b/MPa	屈服点σ_s/MPa	伸长率δ_{10}(%)	断面收缩率ψ(%)	冲击韧度a_K/(J/cm^2)
55Si2MnVB	860~900	油	>60	460	44~49	>1400	>1250	>5	>30	≥30
	880	油	>60	450	—	1460	1390	8	45	41
	880	油	>60	500	—	1330	1230	9	42.5	43
55SiMnMoV	860~900	油	>62	480~500	44~49	1530	1480	7.5	38	—
	880	油	>62	450	—	1505~1550	1440~1490	7.8~8.8	46.3~53.5	49~59

（续）

钢号	淬火温度/℃	冷却剂	硬度HRC	回火温度/℃	硬度HRC	抗拉强度σ_b/MPa	屈服点σ_s/MPa	伸长率δ_{10}（%）	断面收缩率ψ（%）	冲击韧度a_K/(J/cm^2)
55SiMnMoV	880	油	>62	500	—	1408～1450	1340～1400	8.5～10	40～53	54～62
55SiMnMoVNb	860～900	油	>62	460～480	44～49	1560	1410	7	45	—
	880	油	>62	450	—	1648	1553	7	39.3	38
	880	油	>62	500	—	1535	1448	7.8	38.1	44

（5）耐热弹簧的热处理　这类钢的牌号有45CrMoV、30W4Cr2V 等，主要用于制造汽轮机及锅炉中高温下工作的弹簧。这类材料的淬火和加热温度较高，热导率低，在高温加热之前要经过预热，预热温度一般在 820～870℃之间，预热温度系数为 0.5min/mm，在高温炉中的加热时间不宜过长，否则容易引起弹簧表面的氧化和脱碳，一般取 10～20s/mm。45CrMoV 钢可用于制造工作温度在450℃以下的弹簧，30W4Cr2V 钢可用于制造工作温度在 500℃以下的弹簧。45CrMoV 和 30W4Cr2V 钢的热处理规范及力学性能见表 6-12。

表 6-12　45CrMoV 和 30W4Cr2V 钢的热处理规范及力学性能

钢号	热处理状态	抗拉强度σ_b/MPa	屈服点σ_s/MPa	伸长率δ_5（%）	断面收缩率ψ（%）	冲击韧度a_K/（J/cm^2）
45CrMoV	930～960℃油冷，550℃回火	1550～1600	1460～1490	9～10	39～47	48～61
30W4Cr2V	预热 850℃ 930～960℃油冷，550℃回火	1750～1770	1600～1610	10	39～46	74～100

（6）高速弹簧钢的热处理　要求在 450～600℃的高温条件下工作的弹簧一般可用 W18Cr4V 高速钢来制造。这种弹簧材料以退火状态供应，卷制成形后需要淬火与回火处理。热处理工艺：820～850℃预热，预热的时间是加热时间的两倍，在 1270～1290℃的温度预热，在 580～620℃低温盐浴中分级冷却或油冷，然后在 600℃进行二次回火，每次 1h；或者第二次回火加热到 700℃，保温 2h，以提高弹簧的疲劳强度，热处理硬度为 52～60HRC。

3. 弹簧淬火时常见的缺陷及预防措施

（1）脱碳（降低使用寿命）

1）采用盐浴炉或可控气氛加热炉加热。

2）采用快速加热工艺。

（2）淬火后硬度不足，非马氏体数量较多，心部出现铁素体（产全残余变形，降低使用寿命）。

1）选用淬透性较好的材料。

2）改善淬火冷却剂的冷却能力。

3）弹簧进入冷却剂的温度应控制在 Ar_3 以上。

4）适当提高淬火加热温度。

（3）过热（脆性增加）

1）严格控制成形及淬火加热温度。

2）加强淬火时的金相检验。

（4）开裂（脆性增加，严重降低使用寿命）

1）控制淬火加热温度。

2）淬火时冷却到250～300℃时，取出空冷。

3）及时回火。

4. 弹簧的其他强化方法

（1）形变热处理　将钢的形变强化与热处理强化两者结合起来，以进一步提高钢的强度和韧性。形变热处理有高、中、低温之分。高温形变热处理是在奥氏体状态下产生形变后立即淬火，也可与锻造或热轧结合起来，即热成形后立即淬火。形变热处理已应用于60Si2Mn钢汽车板簧生产中。

（2）弹簧的等温淬火　对于直径较小或淬透性足够的弹簧可采用等温淬火，它不仅能减少变形，而且还能提高强韧性，在等温淬火后最好再进行一次回火，可提高弹性极限，回火温度与等温淬火温度相同。

（3）弹簧的松弛处理　弹簧长时间在外力作用下工作，由于应力松弛的结果会产生微量的永久（塑性）变形，特别是高温工作的弹簧，在高温下应力松弛现象更为严重，使弹簧的精度降低，这对于精密弹簧是不允许的。因此，这类弹簧在淬火、回火后应进行松弛处理，对弹簧预先加载荷，使其变形量超过弹簧工作时可能产生的变形量，然后在高于工作温度20℃的条件下加热，保温8～24h。

（4）低温碳氮共渗　采用回火与低温碳氮共渗（软氮化）相结合的工艺，能显著提高弹簧的疲劳寿命及耐蚀性，此工艺多用于卷簧。

（5）喷丸处理　划痕、折叠、氧化脱碳等表面缺陷往往会成为弹簧工作时应力集中的地方和疲劳断裂源。若用细小的钢丸高速喷打弹簧表面，不仅可改善弹簧表面质量，提高表面强度，还可使表面处于压应力状态，从而提高弹簧的疲劳强度和使用寿命。

5. 弹簧热处理操作注意事项

1）热处理前检查表面是否有脱碳、裂纹等缺陷。这些表面缺陷将严重降低

弹簧的疲劳极限。

2）淬火加热应特别注意防止过热和脱碳，做好盐浴脱氧，控制炉气特性，严格控制加热温度与时间。

3）为减少变形，应注意弹簧在加热时的装炉方式、夹具形式和冷却时的淬火冷却方法。

4）淬火后要尽快回火，加热要尽量均匀。回火后快冷能防止回火脆性和造成表面压应力，提高疲劳强度。

6. 弹簧热处理质量检查

1）热处理前质量检查：

①　钢材的轧制表面往往就是制成弹簧后的表面，故不应有裂纹、折叠、斑疤、发纹、气泡、夹层和压入的氧化皮等。

②　表面脱碳会显著降低弹簧的疲劳强度，应按规定检验脱碳层的深度。

2）热处理后质量检查：

①　肉眼或低倍放大镜观察弹簧表面的不应有裂纹、腐蚀麻点和严重淬火变形。

②　硬度及其均匀性符合规定。大量生产时，允许用锉刀抽检硬度，但必须注意锉痕位置应不影响弹簧的最后精度。

③　金相组织应是托氏体或托氏体和索氏体的混合组织。

④　板簧装配后，通常还要进行工作载荷下的永久变形以及静载挠度试验。

第 7 章　轴　承　钢

7.1　滚动轴承与滚动轴承钢

适用于制造在不同环境中工作的各类滚动轴承套圈和滚动体的钢，统称为滚动（或滚珠）轴承钢。由于轴承能适应的工作环境不同，如低温、高温、耐锈蚀、防磁性、耐振动冲击等，轴承钢可以是专用的碳铬轴承钢，也可以采用工具钢、结构钢、不锈钢及耐热钢。目前使用最广的是碳铬轴承钢。

由于轴承钢包括的钢类甚宽，因而用途也比较广泛。一般来说，作为轴承材料使用时，要求钢的质量比较高，特别是对非金属夹杂物和碳化物的均匀性要求高。所以，常常采用真空脱气、电渣重熔、真空重熔等特殊工艺生产轴承钢。碳铬轴承钢通常具有较高的冶金质量，也是制造冷作模具和精密量具的理想材料。

根据我国生产和使用轴承钢的实践，参照国外同类钢现状，按化学成分和钢的特性，将轴承钢划分为高碳铬轴承钢、无铬轴承钢、渗碳轴承钢、不锈轴承钢及中、高温轴承钢 5 大类，共 15 个钢号，其中 7 个标准钢号、8 个非标准钢号。本类钢钢种较少、钢号比较齐全，基本满足轴承工业生产的需要，生产管理方便。

大多数国家的轴承钢只有四类，我国增加了无铬轴承钢。国外通常都保留 4 ~5 个高碳铬轴承钢。GCr6、GCr9 等类似钢号的淬透性低，淬火时容易出现软点，现在都已被淘汰。为了提高钢的淬透性，出现了加钼元素的高碳铬轴承钢，如美国的 52100 系的 3、4；日本的 SUJ4、SUJ5；瑞典的 SKF23、SKF25 等钢号。在我国轴承钢中保留了 GCr9 钢。

国外现有的渗碳轴承钢钢号比较齐全，应用也比较广泛，如美国使用渗碳轴承钢的数量为总量的 1/3；日本约占 15%。适用于小型、中型、大型及特大型轴承的渗碳钢号，在国外有十个以上，我国目前只有适于制造特大型轴承的两个渗碳钢号，而适于制造中、小型轴承的渗碳钢号还处于发展和完善中；不锈和高温用轴承钢发展的现状与国外相似。

1. 滚动轴承钢的工作条件及对性能的要求

滚动轴承是一种高速转动的零件，工作时接触面积很小，不仅有滚动摩擦，而且有滑动摩擦，承受很高、很集中的周期性交变载荷，所以常常是接触疲劳破坏。因此，要求滚动轴承钢具有高而均匀的硬度，高的弹性极限和接触疲劳

强度，足够的韧性和淬透性，一定的耐蚀性。

2. 滚动轴承钢的成分特点及钢种

滚动轴承钢是一种高碳低铬钢，碳的质量分数为 0.95% ～1.10%，铬的质量分数为 0.4% ～1.65%。高碳为保证有高的淬硬性，并可形成铬的碳化物强化相；铬的主要作用是增加钢的淬透性，使淬火、回火后整个截面获得较均匀组织。铬可形成合金渗碳体（Fe·Cr)$_3$C，加热时降低过热敏感性，得到细小的奥氏体组织。溶入奥氏体中的铬，又可提高马氏体的回火稳定性。高碳低铬的滚动轴承钢，经正常热处理后获得较高且均匀的硬度、强度和较好的耐磨性。对大型滚动轴承，其材料成分中需加入 Si、Mn 等元素，进一步提高淬透性，适量的 Si（0.4% ～0.6%）（质量分数）还能明显地提高钢的强度和弹性极限。滚动轴承钢是高级优质钢，成分中的硫含量小于 0.015%（质量分数），磷含量小于 0.025%（质量分数），最好用电炉冶炼，并用真空除气。

常用滚动轴承钢的钢号、热处理工艺、硬度及用途见表 7-1。

表 7-1 常用滚动轴承钢的钢号、热处理工艺、硬度及用途

钢号	热处理/℃		回火后硬度 HRC	用途举例
	淬火	回火		
GCr6	800～820 水油	150～170	62～64	直径小于 10mm 的滚珠、滚柱及滚针
GCr9	810～830 水油	150～170	62～64	直径小于 20mm 的滚珠、滚柱及滚针
GCr9SiMn	810～830 水油	150～160	62～64	壁厚 < 12mm 外径 > 250mm 的套圈、直径 > 50mm 的钢球、直径 > 22mm 的滚子
GCr15	820～840 油	150～160	62～64	与 GCr9SiMn 相同
GCr15SiMn	820～840 油	150～170	62～64	壁厚≥12mm 外径大于 250mm 的套圈、直径 > 50mm 的钢球、直径 > 22mm 的滚子

从化学成分看，滚动轴承钢属于工具钢范畴，所以这类钢也经常用于制造各种精密量具、冷冲模具、丝杠、冷轧辊和高精度的轴类等耐磨零件。

3. 轴承钢

（1）轴承钢性能要求　主要用于制造滚动轴承的内圈、外圈、滚动体和保持架。滚动轴承工作时，内、外圈与滚动体的高速相对运动使其接触面受到强烈的摩擦，因此要求所用材料具有高耐磨性；内、外圈与滚动体的接触面积很小，载荷集中作用于局部区域，使接触处容易压出凹坑，因此要求所用材料具有高硬度；内、外圈与滚动体的接触位置不断变化，受力位置和应力大小也随之不断变化，在这种周期性的交变载荷作用下，内、外圈和滚动体的接触表面会出现小块金属剥落现象，因此要求所用材料具有高的接触疲劳强度。此外，

轴承钢还应有一定的韧性和淬透性。

（2）滚动轴承滚动体

1）化学成分。滚动轴承钢为高碳成分，w（C）=0.95%～1.10%，以保证高硬度和高耐磨性。主要合金元素为Cr，w（Cr）=0.40%～1.65%，Cr能提高淬透性，并与碳形成颗粒细小且弥散分布的碳化物，使钢在热处理后获得高而均匀的硬度及耐磨性。有时，轴承钢中还加入Si和Mn以进一步提高其淬透性，用于大型轴承。

2）牌号。牌号前用字母“G”表示滚动轴承钢的类别，后附元素符号Cr和其平均含量的千分数及其他元素符号。如GCr9、GCr15、GCr15SiMn、GCr15SiMo、GCr18Mo钢，目前应用最广泛的是GCr15钢。

3）用途。滚动轴承钢虽是制作滚动轴承的专用钢，但其成分与性能接近工具钢，故也可制作冷冲模、精密量具等工具，还可制作要求耐磨的精密零件，如柴油机喷油嘴、精密丝杠。

4）热处理。预先热处理为球化退火，可获得细小均匀的球状珠光体，一是降低硬度（硬度为170～210HBW），改善切削加工性能；二是为淬火提供良好的原始组织，从而使淬火及回火后得到最佳组织和性能。最终热处理是淬火和低温回火，获得细回火马氏体加均匀分布的细粒状碳化物及少量残留奥氏体，硬度为61～65HRC。对精密的轴承钢零件，为保证尺寸稳定性，可在淬火后立即进行冷处理（-60～-80℃），以尽量减少残留奥氏体量。冷处理后进行低温回火和粗磨，接着在120～130℃进行时效，最后进行精磨。常用轴承钢的牌号、化学成分、热处理及用途见表7-2。

表7-2　常用轴承钢的牌号、化学成分、热处理及用途（GB/T 18254—2000）

牌号	化学成分（质量分数,%）							淬火温度/℃	回火温度/℃	力学性能	用途
	C	Cr	Mn	Si	V	S	P			回火后硬度 HRC	
GCr15	0.95～1.05	1.4～1.65	0.25～0.45	0.15～0.35	≤0.025			825～845	150～170	62～66	壁厚20mm中、小型套圈，ϕ<50mm滚珠
GCr15SiMn	0.95～1.05	1.3～1.65	0.9～1.2	0.4～0.65	≤0.025			820～840	150～170	≥62	壁厚>30mm的大型套圈，ϕ50～ϕ100mm滚珠

7.2　滚动轴承钢的热处理

7.2.1　轴承钢的热处理

滚动轴承钢的预备热处理是球化退火，钢经下料、锻造后的组织是索氏体+少

量粒状二次渗碳体，硬度为255～340HBW，采用球化退火的目的在于获得粒状珠光体组织，调整硬度至207～229HBW，便于切削加工及得到高质量表面。一般加热到790～810℃烧透后再降温至710～720℃保温3～4h，使金相组织全部球化。

滚动轴承钢最终热处理为淬火+低温回火，淬火切忌过热，淬火后立即回火，经150～160℃回火2～4h，以去除应力、提高韧性和稳定性。滚动轴承钢淬火、回火后得到极细的回火马氏体，分布均匀细小的粒状碳化物（5%～10%）以及少量残留奥氏体（5%～10%），硬度62～66HRC。

生产精密轴承或量具时，由于低温回火不能彻底消除内应力和残留奥氏体，当零部件在长期保存及使用过程中，因应力释放、奥氏体转变等原因会造成尺寸变化。所以，淬火后立即进行一次冷处理，并在回火及磨削后，在120～130℃进行10～20h的尺寸稳定化处理。

7.2.2 轴承钢的表面强化方法

轴承零件工作表面和心部在状态、结构和性能要求方面有较大差别，而整体热处理往往使二者不能兼顾，材料的潜力也得不到充分发挥。应用材料表面强化技术不仅可以较好地解决表面和心部在结构和要求方面的差异，而且还可以进一步使表面获得某些特殊的工作性能，以满足在特定条件下工作的轴承对工作表面性能的要求。

传统的表面强化方法，在工艺上属于热处理范畴。而近代发展起来的激光、电子束、离子束等表面强化方法，不仅将一些高新技术应用于材料的表面强化，而且在工艺上已经超出了传统热处理范畴，形成了新的技术领域。

因此，现在的表面强化技术可以从不同的角度形成多种分类方法，按表层强化技术的物理化学过程进行分类，大致可分为5大类：表面变形强化、表面热处理强化、化学热处理强化、表面冶金强化、表面薄膜强化。

1. 表面变形强化

通过机械方法使金属表面层发生塑性变形，从而形成高硬度和高强度硬化层，这种表面强化方法称为表面形变强化，也称为加工硬化。它包括喷丸、喷砂、冷挤压、滚压、冷碾和冲击、爆炸冲击强化等。表面变形强化的特点是：强化层位错密度增高，亚晶结构细化，从而使其硬度和强度提高，表面粗糙度值减小，能显著提高零件表面疲劳强度和降低疲劳缺口敏感性。这种强化方法工艺简单、效果显著，硬化层和基体之间不存在明显的界限，结构连贯，不易在使用中脱落。其多数方法已在轴承工业中得到应用，滚动体的表面撞击强化就是这类方法的应用，精密碾压已成为新的套圈加工和强化方法。

2. 表面热处理强化

利用固态相变，通过快速加热方法对零件表面层进行淬火处理称为表面热

处理，俗称表面淬火。包括火焰淬火，高、中频感应淬火、激光或电子束淬火等。这些方法的特点是：表面局部加热淬火，工件变形小；加热速度快，生产效率高；加热时间短，表面氧化脱碳很轻微。该方法对提高承受一定冲击载荷的大型和特大型轴承零件耐磨性和疲劳强度效果显著。

3. 化学热处理强化

利用某种元素的固态扩散渗入，来改变金属表面层的化学成分，以实现表面强化的方法称为化学热处理强化，也称为扩散热处理。包括渗硼、渗金属、渗碳及碳氮共渗、渗氮及氮碳共渗、渗硫及硫氮碳共渗、渗铬、渗铝及铬铝硅共渗、石墨化渗层等，种类繁多、特点各异。渗入元素或溶入基体金属形成固溶体，或与其他金属元素结合形成化合物。渗入元素能改变表面层化学成分，又可以得到不同的相结构。渗碳轴承钢零件的处理工艺和滚针轴承套的表面渗氮强化处理均属这一类强化方法。

4. 表面冶金强化

利用工件表面层金属的重新熔化和凝固，以得到预期成分或组织的表面强化处理技术称为表面冶金强化。包括表面自熔性合金或复合粉末涂层、表面熔化结晶或非晶态处理、表面合金化等方法。特点是采用高能量密度的快速加热，将金属表面层或涂覆于金属表面的合金化材料熔化，随后靠自己冷却进行凝固以得到特殊结构或特定性能强化层。这种特殊结构或是细化的晶体组织，或是过饱和相、亚稳相、甚至是非晶体组织，这取决于表面冶金工艺参数和方法。滚动轴承行业在微型轴承工作表面做过激光加热强化研究，效果良好。

5. 表面薄膜强化

应用物理或化学的方法，在金属表面涂覆与基体材料性能不同的强化膜层，称为表面薄膜强化。它包括电镀、化学镀（镀铬、镀镍、镀铜、镀银等）以及复合镀、刷镀或转化处理等，也包括近年来发展较快的高新技术：如 CVD、PVD、P-CVD 等气相沉积薄膜强化方法和离子注入表面强化技术（也称原子冶金技术）等。它们的共同特点是均能在工作表面形成特定性能的薄膜，以强化表面的耐磨、耐疲劳、耐蚀和自润滑等性能。例如，离子注入技术强化轴承工作表面，能使轴承表面的耐磨性、耐蚀性和抗接触疲劳性能都得到显著提高，从而使轴承的使用寿命得到成倍增长。

7.3 渗碳轴承钢及其零件的热处理

7.3.1 渗碳轴承钢

有些工业用轴承在工作时，受到重载荷和强烈冲击，如轧钢机轴承、矿山

挖掘机轴承等，除承受接触应力和摩擦力外，在钢坯进出轧机时，还要受到较大冲击负荷。这类轴承要求表面硬度高、耐磨性好，具有较高的接触疲劳强度，心部要求有良好的韧性、足够的强度和硬度。因此需选用渗碳轴承钢来制造。

目前用作渗碳轴承的钢种多为结构钢类优质或高级优质低碳合金钢。用于制作中、小型渗碳轴承零件的渗碳钢有 20Cr、20CrMo、20CrMnMo 等。农机上使用的一些小型轴承零件还广泛采用 15、20、15Mn 等低碳钢渗碳的方法来制造。

在重型机械上使用的大型轴承（外径大于 250mm）和特大型轴承（外径大于 440mm）所受的载荷大，受力较复杂，常用有较高淬透性的 G20Cr2Ni4A 和 G20Cr2Mn2MoA 制造。G20Cr2Mn2MoA 钢是结合我国资源情况研制成的新钢种。G20Cr2Ni4A 和 G20Cr2Mn2MoA 钢的力学性能、接触疲劳性能和耐磨性见表 7-3、表 7-4 和表 7-5。由表 7-3 可知，这两种钢的性能相近。在热处理工艺性能方面，渗碳速度和渗碳层的碳化物分布方面，二者无差异，但 G20Cr2Mn2MoA 钢容易出现粗大块状碳化物，且不易进行扩散予以消除。

表 7-3　G20Cr2Ni4 钢和 G20Cr2Mn2Mo 钢的力学性能

钢号	试样处理		σ_b/MPa	δ（%）	ψ（%）	a_K /（J/cm^2）
	淬火温度/℃	回火温度/℃				
G20Cr2Ni4	800	150	1410. 7	14. 7	44. 3	115. 6
G20Cr2Mn2Mo	840	150	1400. 2	13. 2	50. 8	72. 5

注：试样处理：940℃加热 100h 后油冷，再以 600℃回火两次，每次 6h，然后按表列数据淬火、回火。

表 7-4　G20Cr2Ni4 钢和 G20Cr2Mn2Mo 钢渗碳热处理后的接触疲劳强度

钢　　号	试样渗碳层深度/mm	破坏几率（%）	接触疲劳强度（$N\times10^6$ 转）/MPa
G20Cr2Ni4	0. 9 ~ 1. 1	10	0. 53531
		50	2. 82770
	1. 4 左右	10	1. 06135
		50	11. 77150
G20Cr2Mn2Mo	0. 9 ~ 1. 1	10	2. 27572
		50	7. 45690

注：试样表面硬度均为 60 ~ 64HRC，表面粗糙度均为 Ra0. 10μm，试验用接触应力均为 7000MPa。

表 7-5　渗碳层耐磨性

钢号	试样表面硬度 HRC	平均磨损量/mg	
		上试样	下试样
G20Cr2Ni4	57 ~ 58	123. 1	83. 4
G20Cr2Mn2Mo	60 ~ 61	134. 7	90. 4

注：试验条件，对滚式试验机，负荷 882N，接触应力 645. 8MPa，运转次数 7×10^4。

7.3.2　渗碳轴承零件的热处理

中、小型和特大型轴承零件对渗碳热处理的要求及工艺过程基本相似，而特大型轴承更具有代表性。现以 G20Cr2Ni4A 钢制特大型轴承为例，讨论渗碳轴承的热处理。

1. 渗碳热处理技术条件

特大型渗碳轴承零件渗碳层深度的要求见表 7-6。

表 7-6　特大型渗碳轴承零件渗碳层深度的要求

内外套		滚动体（滚子）	
轴承外径/mm	渗碳层深度/mm	滚子直径/mm	渗碳层深度/mm
≤700	≥4.2	≤50	≥3.5
700～1000	≥4.7	50～80	≥4.0
>1000	≥5.0	>80	≥4.5

渗层表面碳质量分数为 0.8%～1.05%，表面硬度为 60～64HRC，心部硬度为 35～45HRC，粗大碳化物深度≤0.5mm，网状碳化物<3 级，渗层脱贫碳深度不大于零件实际最小磨削量。

2. 渗碳轴承的加工路线

G20Cr2Ni4A 钢制渗碳特大型轴承零件加工路线为：锻轧→正火→高温回火→车削加工→渗碳直接淬火→高温回火→二次淬火→低温回火→粗磨→附加回火→精磨。

3. 渗碳热处理工艺

目前，特大型渗碳轴承钢采用滴注式井式炉气体渗碳，淬火和回火也采用井式炉。20Cr2Ni4A 钢制轴承零件的渗碳热处理工艺如图 7-1 所示。

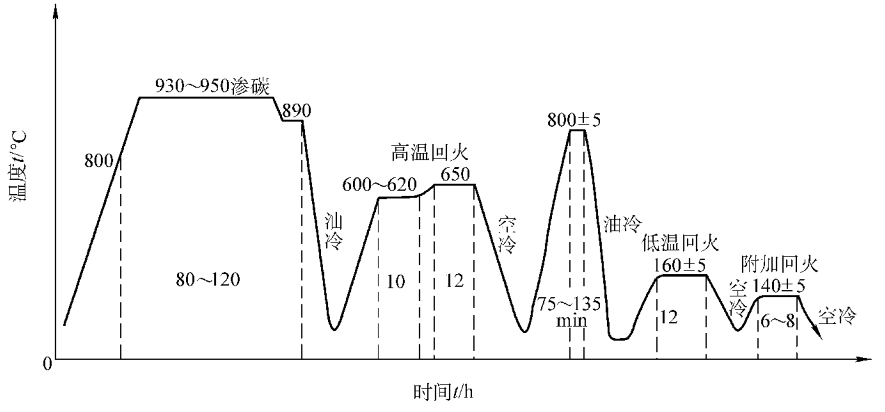


图 7-1　特大型渗碳轴承零件的渗碳热处理工艺曲线

特大型渗碳轴承零件的渗碳温度一般采用 930 ~ 950℃，渗碳剂用煤油或苯，渗碳时间 80 ~ 120h，检验合格后，随炉预冷至 890℃，然后出炉油冷。预冷是为了防止产生裂纹，油冷则是为了防止渗碳层出现网状碳化物。淬油的渗层组织为粗针状马氏体、大量的残留奥氏体和碳化物，不符合成品组织要求，直接再二次淬火也得不到良好的组织，故需在二次淬火前进行高温回火。

特大型渗碳轴承零件一般在无碳势控制的渗碳气氛中渗碳，表面碳的质量分数往往相当高，一般为 1.2% ~1.5%，在晶界上形成大量大块碳化物，严重的甚至成为封闭网状。在成品中不允许表层有这种粗大碳化物存在，更不能出现网状碳化物。为了消除渗层中粗大碳化物，可采用增大后续工序加工余量的方法。经磨削加工后，不但能消除表层粗大碳化物，而且表面碳的质量分数也可达到成品的要求（0.8% ~1.05%）。

渗碳后高温回火的目的在于使油冷得到的粗针状马氏体和残留奥氏体转变为均匀的细粒状索氏体，便于机械加工，并为二次淬火准备良好的原始组织。高温回火分为两段，先在 600 ~ 620℃加热，保温 10h，使渗层中的马氏体和大量残留奥氏体分解和析出碳化物，由表面至过渡层形成不同碳质量分数的回火索氏体，然后在 650℃保温 12h，使碳化物溶解和集聚，以消除不合格的针状碳化物。经高温回火的正常组织是在回火索氏体的基体上均匀分布的细小粒状碳化物。高温回火后，渗碳层硬度为 22 ~ 28HRC，心部硬度为 10 ~ 15HRC。

高温回火后淬火，习惯称为二次淬火。淬火温度为 800℃ ±5℃，油中冷却 5 ~15min，待零件冷至 100 ~ 130℃出油空冷，套圈出油后趁热整形。二次淬火最佳组织为隐晶马氏体、残留奥氏体和细小均匀分布的粒状碳化物。

淬火后进行 160℃ ±5℃、12h 的低温回火。在磨削后，为消除磨削应力，还应进行附加回火，附加回火温度为 140℃ ±5℃，保温时间 6 ~ 8h。渗碳轴承零件成品二次淬火后表面硬度为 62 ~ 66HRC，回火后表面硬度为 60 ~ 64HRC，心部硬度不低于 35HRC。

4. 质量检验及标准

（1）硬化层深度检验　特大型轴承用硬化层深度来检查渗碳层深度。所谓硬化层深度是指渗碳零件淬火后硬度在 60HRC 以上的深度。特大型渗碳轴承零件成品要求硬化层深度在 3.5mm 以上，考虑磨量和变形，硬化层深度实际要求大于 5 ~ 7mm。

（2）表面碳浓度　表面碳的质量分数应控制在 0.8% ~1.05%。碳浓度过低，使热处理后硬度低，过高则又形成粗大碳化物，并易在冷却时析出网状碳化物。渗碳轴承零件一般在无碳势控制条件下渗碳，表面碳的质量分数很高，一般为 1.2% ~1.4%，最高可达 1.7% ~1.8%。在零件每边磨削 0.3 ~ 0.7mm 后，成品表面碳的质量分数在 0.8% ~1.05% 范围内。

（3）硬度检验　渗碳热处理后表面硬度应为60～64HRC，心部硬度为35～45HRC。

（4）粗大碳化物深度检验　轴承工作表面有粗大碳化物时，能增大脆性和降低接触疲劳寿命，因而是不允许的。

标准规定：粗大碳化物深度不得大于每边磨量的2/3。成品零件工作表面残留的粗大碳化物，应根据其大小、数量和分布，按标准的第一级别图评定，有效渗碳硬化层深度>2.5 mm的轴承，不大于3级为合格，而层深<2.5mm的不大于2级为合格。

（5）金相组织检验　高温回火后的组织应是碳化物细小均匀、残留奥氏体少、针状碳化物少的索氏体。组织检验应注意残留奥氏体、针状碳化物的多少，按标准的第二级别图评定，1～3级为合格。

二次淬火和回火后的金相组织应根据马氏体粗细程度和残留奥氏体量来评定。有效渗碳硬化层深度>2.5mm的渗碳轴承，按标准的第三级别图评定，1～4级合格。硬化层深度<2.5mm的、渗碳直接淬火和回火的渗碳轴承按第三级别图评定，2～4级合格，而硬化层深度<2.5mm的、渗碳淬火+高温回火+二次淬火和回火的轴承按第四级别图评定，1～3（A·B）级合格。

心部组织应是板条马氏体和贝氏体，允许有少量铁素体存在，铁素体的数量和分布按标准第五级别图评定，1～3级合格。

（6）脱贫碳深度检验　经渗碳、淬火和回火处理后，脱贫碳深度不大于实际最小磨削余量。

（7）套圈变形检查　淬火及回火后的轴承套圈要检查变形情况，其椭圆度不得超过图样的规定要求。

第 8 章　超高强度钢和其他合金结构钢

8.1　超高强度钢

超高强度钢和高强度钢的强度区分界限无法统一规定。一般认为抗拉强度超过 1400 ~ 1500MPa 的钢可算作超高强度钢。

超高强度钢是随着航空工业的发展而发展起来的一类新型钢种。为了提高飞行器的速度，要求材料具有高的比强度（强度/相对密度），即可以减少构件的自重和缩小体积。

铝合金是飞机常用材料，其相对密度只有钢的 1/3，高强度铝合金的强度极限已达 600MPa，而超高强度钢要在航空、航天工业中占有一定地位，其强度极限至少要达到 1800MPa。

作为飞行器材料不仅具有高强度，而且能在高温（如 300 ~ 500℃）下工作。飞行器速度超过声速后，空气分子与飞行器表面发生强烈冲撞，导致表面温度升高，当马赫数（飞行速度与声速之比）$M=4$ 时，表面温度达 540℃。铝合金在 150℃以下保持高的比强度，故铝合金只能作为 $M\leqslant 2$ 的飞机用主要结构材料。钛合金在 $M=2.5\sim 3$ 范围内（即温度 250 ~ 450℃）具有很高的比强度，但钛合金价格昂贵，工艺性较差，超高强度钢是为适应这方面的需要而开发的。在很多情况下，飞行器对材料还提出了耐蚀性、耐冲击性、高的断裂韧度、良好的焊接性能等要求。

超高强度钢已广泛应用于火箭发动机外壳、飞机的起落架、机身骨架和蒙皮、高压容器和常规武器的某些方面，其使用范围不断扩大。

按照化学成分和使用性能，超高强度钢分为低合金超高强度钢、马氏体时效钢、中合金超高强度钢和沉淀硬化超高强度不锈钢四类。

8.1.1　低合金超高强度钢

1. 概述

这类钢是从调质钢转化而来的，其碳的质量分数在 0.3% ~ 0.45%，合金元素含量分数为 5% 左右。

低合金超高强度钢最后热处理采用淬火加低温回火或等温淬火，使用状态金相组织为回火马氏体或下贝氏体，强度一般在 1500 ~ 2000MPa 范围。具有这种金相组织的钢，其强度主要取决于碳的质量分数，两者的关系如下：

$$\sigma_b = 2940 \times C + 820$$

式中　C——碳的质量分数。

按以上公式计算，当碳的质量分数为0.30%时，σ_b 约为1700MPa；碳的质量分数为0.40%时，σ_b 约为2000MPa；碳的质量分数0.50%时，σ_b 约为2300MPa。可以看出，碳的质量分数增高，钢强度随之增加。但碳的质量分数过高，钢的塑韧性下降，工艺性能也随之恶化，因此，碳的质量分数一般控制在0.30%～0.50%范围内。

2. 合金元素作用

低合金超高强度钢中合金元素的作用：

（1）改善力学性能　合金元素对钢强度影响较小，但能改善碳在马氏体中的分布，提高回火马氏体的塑性和韧性。Cr、Ni、Mn（<1%）、Mo、V元素均有良好的影响，复合合金化比单一合金化有更好的效果。V、Ti、Nb能细化晶粒，改善回火马氏体的韧性。

（2）提高钢的淬透性　常加入Mn、Cr、Si、Ni、Mo等元素来提高钢的淬透性，其目的是保证零件整个截面都能淬成马氏体，这是获得超高强度的必要条件。

（3）增加回火稳定性　在所有元素中，Si是提高低温回火稳定性最有效的元素，其次是一些形成碳化物的元素。Si还能显著地提高第一类回火脆性温度，加入 w（Si）=1.0%～1.5%，可使第一类回火脆性开始温度由250℃移至300～320℃，Cr、Mo、W的影响次之。由于回火脆性温度和回火稳定性提高，在保证强度的前提下，可适当提高低温回火温度，以改善钢的塑性和韧性，更好地消除应力。

常用低合金超高强度钢的化学成分、热处理和力学性能见表8-1。

表8-1　常用低合金超高强度钢的化学成分、热处理和力学性能

钢号	化学成分（质量分数,%）							热处理	力学性能				
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V		σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ (%)	ψ (%)	a_K/ (J/cm^2)
30CrMnSiNi2A	0.26～0.33	0.90～1.20	1.00～1.30	0.90～1.20	1.40～1.80	—	—	900℃淬火，250℃回火	≥1600	—	≥9	40	≥60
35Si2Mn2MoVA	0.32～0.38	1.40～1.70	1.60～1.90	—	—	0.35～0.45	0.10～0.20	920℃淬火，250℃回火	≥1700	—	≥9	40	≥50

（续）

钢号	化学成分（质量分数,%）							热处理	力学性能				
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V		σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ (%)	ψ (%)	a_K/ (J/cm^2)
40CrNiMo (4340)	0.38 ~ 0.43	0.2 ~ 0.35	0.60 ~ 0.80	0.70 ~ 0.90	1.65 ~ 2.00	0.2 ~ 0.3	—	900℃淬火,230℃回火	1900	1560	10	35	—
45CrNiMoV (D6A C)	0.42 ~ 0.48	0.15 ~ 0.30	0.60 ~ 0.90	0.80 ~ 1.05	0.40 ~ 0.70	0.9 ~ 1.1	0.05 ~ 0.10	880℃淬火,315℃回火	2000	1760	8	27	—

30CrMnSiNi2A 钢是一种应用最广泛的低合金超高强度钢，常用于制作飞机上一些负荷很大的和很重要的零件，如主起落架的支柱、轮叉、机翼主梁等。30CrMnSiNi2A 钢是在 30CrMnSiA 钢的基础上加入 w（Ni）＝1.4% ~1.8% 而得到的。由于 Ni 的加入，提高了钢的强度和韧性。经淬火、低温回火后，σ_b = 1600 ~1650MPa，a_K = 100 ~1200J/cm^2。

这种钢的预先热处理采用 900℃加热，650℃等温退火，还可以采用 900℃正火和随后的不完全退火（780℃，炉冷至 650℃出炉空冷）来改善切削加工性。

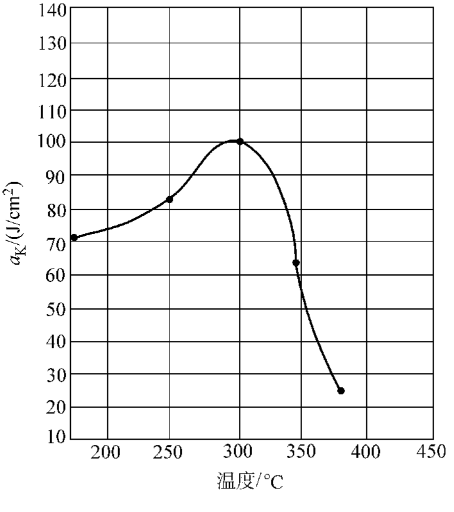


图 8-1　30CrMnSiNi2A 钢不同等温温度淬火后的冲击韧度

最终热处理为 900℃油淬，200 ~300℃低温回火，可获得最大强度。为了减少淬火变形，得到较好的韧性，也可采用等温淬火，即在 900℃加热保温后淬入硝盐或碱浴中。不同温度等温淬火后的冲击韧度和疲劳强度极限见图 8-1 和图 8-2。等温时间可参考等温转变图（图 8-3）来确定，在 300℃等温淬火，等温时间约需 60min。然后在 250 ~300℃低温回火 2 ~3h。在最后精加工之后，还需补充（200 ~250)℃×（2 ~3）h 的低温回火，以消除切削加工应力。

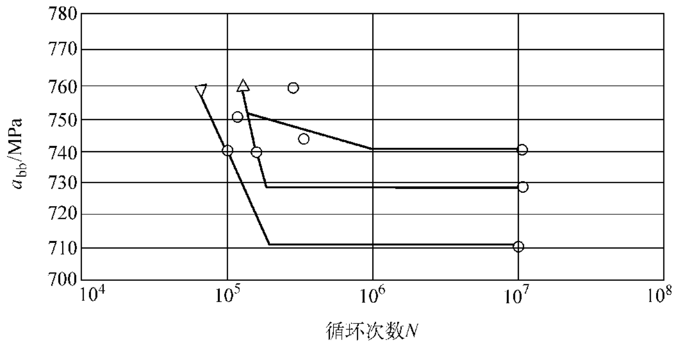


图 8-2　30CrMnSiNi2A 钢弯曲疲劳极限

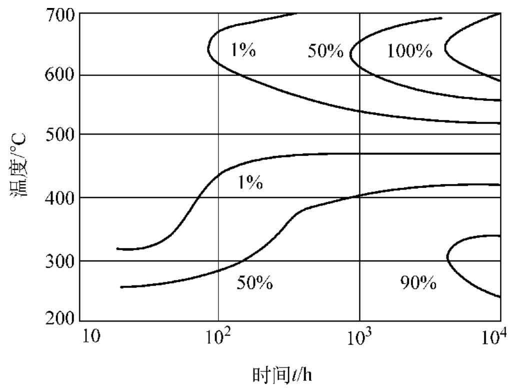


图 8-3　30CrMnSiNi2A 钢的奥氏体等温转变图

8.1.2　马氏体时效钢

1. 成分

马氏体时效钢是一种以铁、镍为基体的高合金钢，也是一种碳的质量分数极低，且具有高韧性的超高强度钢。其基本成分为 w（C）<0.03%、w（Ni）=1.8%~2.5%，并添加产生时效硬化作用的钛、铌、钼、铝等元素。根据镍含量，马氏体时效钢分为 w（Ni）=18%、w（Ni）=20%、w（Ni）=25%三类。后两类由于性能较差，热处理工艺复杂，不如 w（Ni）=18%应用广泛。在此类钢中，按照钢的强度又分为 1400MPa、1750MPa 和 2100MPa 三个级别，其化学成分和力学性能见表 8-2。w（Ni）=18%的钢中起时效强化作用的合金元素是钛、铝、钴和钼。

在马氏体时效钢中碳及其他杂质（硅、锰、硫、磷）均有严格限制，以保证超高强度钢有足够的塑性和韧性，杂质对马氏体时效钢的性能影响较大，因此，一般高强度级别（2100MPa）的钢种。均采用真空熔炼，镍质量分数为18%的马氏体矢效钢中 1750MPa 强度等级的钢种可以在大气中熔炼。

表 8-2　含镍 18%钢的化学成分和力学性能

类别	化学成分（质量分数,%） Ni	Co	Mo	Ti	Al	熔炼方法	热处理	σ_b /MPa
1400 级	17 ~ 19	8 ~ 9	3 ~ 3.5	0.15 ~ 0.25	0.05 ~ 0.15	大气	815℃固溶，1h 空冷 480℃时效，3h 空冷	1400 ~ 1550
1750 级	17 ~ 19	7 ~ 8.5	4.6 ~ 5.2	0.3 ~ 0.5	0.05 ~ 0.15	大气真空		1750 ~ 1950
2100 级	18 ~ 19	8 ~ 9.5	4.6 ~ 5.2	0.55 ~ 0.80	0.05 ~ 0.15	真空		2100 ~ 2150

类别	σ_s /MPa	δ (%)	ψ 100	σ_{bN} /MPa	σ_{bN}/σ_b	V 形缺口冲击韧度/（J/cm²）	硬度 HRC	K_{IC}/ MPa · $m^{1/2}$
1400 级	1350 ~ 1450	14 ~ 16	65 ~ 70	2200 ~ 2450	1.6	83 ~ 152	46 ~ 48	88 ~ 178
1750 级	1700 ~ 1900	10 ~ 12	48 ~ 58	2750 ~ 2900	1.5	25 ~ 36	50 ~ 52	88 ~ 163
				3100 ~ 3150	1.5	35 ~ 41		
2100 级	2050 ~ 2100	12	60	3100 ~ 3150	1.5	–	53 ~ 55	64 ~ 115

2. 热处理

马氏体时效钢的热处理工艺包括两个基本工序：

（1）加热　使钢得到奥氏体组织，并使合金元素能固溶于奥氏体中，进行固溶处理，然后淬火成含碳极低的马氏体。

（2）时效　借时效强化达到最后要求的强度。

镍的质量分数为 18% 的马氏体时效钢加热到 800℃以上时，迅速转变为奥氏体。此钢的奥氏体合金化程度很高，过冷奥氏体很稳定，因此，一般采用空冷即可得到马氏体，硬度为 28 ~ 32HRC。由于得到的基体是超低碳板条马氏体，因此，既具有高强度，还具有很高的塑性和韧性。这种组织的加工硬化率很低，故冷塑性变形和切削加工性良好。另外，还具有良好的焊接性，焊后不必重新固溶处理。由于上述优点，马氏体时效钢在固溶处理后可以施行各种成形手段，最后再进行时效处理。

镍的质量分数为 18% 的马氏体失效钢时效温度约为 480℃，时效析出的强化相是 Fe_2Mo、$(FeNiCo)_2Mo$、Ni_3Ti、Ni_3Mo 等金属间化合物。利用这些强化相在碳化物极低的高镍马氏体中弥散析出达到强化，时效后获得高的强韧性。

马氏体时效钢合金化程度高，价格昂贵，目前主要用于航天和航空工业。

8.1.3　中合金超高强度钢

中合金超高强度钢属二次硬化型钢，合金元素总含量为 5% ~ 10%（质量分

数)，它可分为两大类：

1. 热作模具钢型

这类钢是从 w（Cr）=5%、w（Mo）=1.5% 热作模具钢移植来的中碳［w（C）=0.35%～0.50%］中合金钢，含有 w（V）=0.2%～1%、w（Si）=1%、少量钨和镍。4Cr5MoSiV 和 4Cr5MoSiV1 是两种典型的热作模具钢型超高强度钢，其成分、热处理规范及力学性能见表 8-3。这类钢由于含有较多的铬和钼而具有高的回火稳定性，在空冷时可获得马氏体组织；又由于铬、钼、硅、钒的作用而具有高的二次回火硬化，使室温抗拉强度达到 2000MPa，并由于含有钼、钒而具有高的回火稳定性；在 500～600℃ 回火后，由于在马氏体内析出弥散的 MoC、V_4C_3（VC）而产生二次硬化，使室温抗拉强度达到 2000MPa，并由于含有钼、钒而具有高的中温（500～550℃）强度，加之含铬量较多，因而具有较好的抗氧化性和耐蚀性。

表 8-3　热作模具钢型超高强度钢的成分、热处理规范及力学性能

钢号	化学成分（质量分数,%）						热处理规范	力学性能				
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V		σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ（%）	ψ（%）	a_K/（J/cm^2）
4Cr5MoSiV	0.32～0.42	0.80～1.20	≤0.40	4.50～5.50	1.00～1.50	0.30～0.50	1000℃空冷，530℃ 2h 回火二次		1745	13.5	45	55
4Cr5MoSiV1	0.32～0.42	0.80～1.20	≤0.40	4.50～5.50	1.00～1.50	0.8～1.1	1000℃空冷，580℃ 2h 回火二次	1670	1830	9	28	51

这类钢的过冷奥氏体比较稳定，适合于采用中温形变热处理来继续提高强度。根据 4Cr5MoSiV 钢的等温转变图（见图 8-4），在 400～600℃ 之间进行形变淬火和回火，强度可高达 2700MPa。这类钢主要用来制造超声速飞机中承受中温的强力构件和轴类、螺栓等零件。

2. 基体钢型

这类钢是以高速钢基体为基础发展起来的，碳含量及合金元素量与高速钢淬火后所得的基体组织相近，因此称为基体钢。表 8-4 是两种美国牌号基体钢的化学成分、热处理规范及力学性能。

基体钢在 1100℃ 加热淬火后获得马氏体组织，但几乎没有过剩碳化物

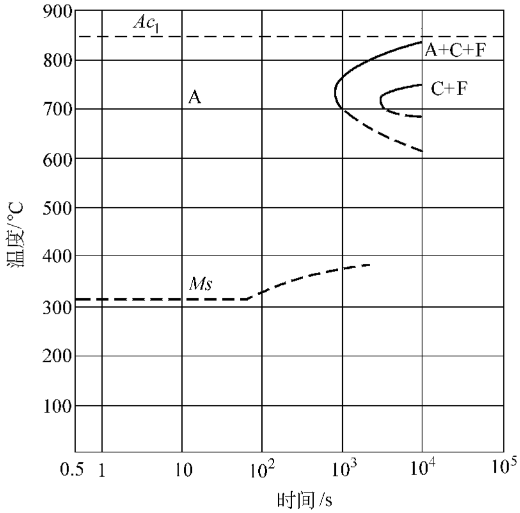


图 8-4　4Cr5MoSiV 钢的等温转变图（奥氏体化温度 1000℃，20min）

（<5%），经过 560℃回火，在马氏体内沉淀出 Mo_2C 和 V_4C_3 而产生二次硬化，从而既具有高速钢的高强度，又具有较高韧性，满足了超高强度结构钢的性能要求。

Vasco MA 钢韧性较高，广泛用来制造飞机上的紧固件；Vasco Matrix 钢更耐磨，用于冷镦模嵌镶块及冷挤压模具。

表 8-4　基体钢的化学成分、热处理规范及力学性能

钢号	化学成分（%）						热处理规范	σ_b /MPa	硬度 HRC	δ（%）
	C	W	Cr	Mo	V	Co				
Vasco MA	0.30	2.00	4.50	2.75	1.00	—	1100℃油淬或空冷，560℃回火	2630	50～60	7
Vasco Matrix	0.50	1.00	4.00	5.00	1.00	8		2820	52～64	—

8.1.4　沉淀硬化超高强度不锈钢

常用的 18-8 型铬-镍不锈钢的机械强度不能通过热处理来改善，只有经过强烈的冷塑性变形才能有较大提高，但对于截面较大、形状复杂的零件来说，冷塑性形变强化是困难的。Cr13 型不锈钢强度虽然较高，但仍达不到超高强度水平。根据宇航工业的需要，在两类不锈钢基础上，发展了下述两种超高强度不锈钢，这两类钢既具有优良的焊接性能和压力加工性，又具有通过沉淀硬化而获得的高强度。

1. 奥氏体-马氏体沉淀硬化不锈钢

（1）性能　这类钢经固溶处理后，室温组织为奥氏体，焊接性好和压力加工性好。当加工完成后，通过调整 *Ms* 点，使奥氏体转变为含碳极低的马氏体，

在低碳马氏体的基础上，再通过时效产生沉淀硬化进一步强化马氏体，从而获得超高强度。

（2）成分 常用奥氏体-马氏体沉淀硬化不锈钢的化学成分见表 8-5 所示。这类沉淀硬化不锈钢的典型钢号是 0Cr17Ni7Al（17-7PH）。

表 8-5 奥氏体-马氏体沉淀硬化不锈钢的化学成分

钢号	化学成分（质量分数,%）							
	C	Cr	Ni	Mo	Al	Si	Mn	其他
0Cr17Ni7Al（相当于 17-7PH）	<0.09	16~18	0.5~7.75		0.75~1.5	≤1.0	≤1.0	P≤0.035 S≤0.03
0Cr15Ni7Mo2Al（相当于 PH15-7Mo）	<0.09	14~16	6.5~7.5	2.0~3.0	0.75~1.5	≤1.0	≤1.0	P≤0.035 S≤0.03

（3）0Cr17Ni7Al 钢的热处理

1）固溶处理。1050℃加热，空冷，得到奥氏体组织 +5%~20%铁素体。在室温下有良好的冷变形能力和焊接性。

2）调整处理。这类钢含镍较多，固溶处理后 *Ms* 点低于室温，为得到尽量多的马氏体必须进行调整处理，调整 *Ms* 点的加热称为调整处理。0Cr17Ni7Al 钢一般加热至 700~800℃，保温 1h，使碳化物析出，奥氏体中碳的含量下降，*Ms* 点从 -100℃上升到 70℃，空冷到室温得到的是马氏体、残留奥氏体、铁素体和合金碳化物组织。残留奥氏体在时效加热超过 500℃时才完全分解。

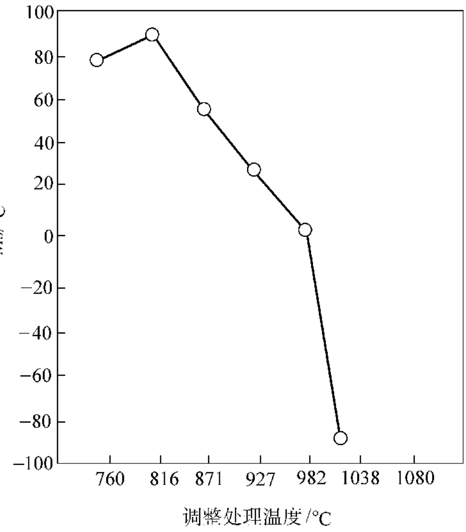


图 8-5 调整处理温度对 0Cr17Ni7Al 钢 *Ms* 点的影响

调整处理的加热温度和 *Ms* 的关系如图 8-5 所示，若将加热温度提高到 950℃，则 *Ms* 点约为 60℃，*Mf* 点约为 -80℃。调整处理后主要得到马氏体组织，而且无碳化物在晶界析出。故其强度比 700~800℃调整处理时高。

为使残留奥氏体转变完全，也可进行冷变形，在室温或零下轧制，变形量 60%可使残留奥氏体转变为马氏体。

3）时效处理。时效处理是沉淀硬化钢强化的主要手段。0Cr17Ni7Al 钢的时效温度在高于 400℃时析出强化相 Ni_3Al，500℃左右时效强化效果最好。若要提高塑性和韧性，则可将时效温度提高至 560℃。

奥氏体-马氏体沉淀硬化不锈钢强化的热处理规范及力学性能见表 8-6。

表 8-6　奥氏体-马氏体沉淀硬化不锈钢的热处理规范和力学性能

钢号	热处理规范	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ (%)	HRC
0Cr17Ni7Al（相当于 17-7PH）	1050℃固溶 +760℃调整 +565℃时效	1400	1200	9.0	43
	1050℃固溶 +950℃调整 + −73℃冷处理 +510℃时效	1610	1520	7.2	48
	1050℃固溶 +冷变形 +480℃时效	1830	1720	5.0	49
0Cr15Ni7Mo2Al（相当于 PH15-7Mo）	调整 +时效	1460	1390	7.0	45
	调整 +冷处理 +时效	1790	1640	5.0	48
	冷变形 +时效	1850	1790	3.0	50

这类钢固溶处理后，加工性能好，时效后具有较高的固溶硬度，适于制造机体的薄壁结构、蜂巢结构和蒙皮、燃料储存箱等。

2. 马氏体沉淀硬化不锈钢

在 Cr13 型马氏体不锈钢基础上加入钼、钨、钛、铌等强化元素，能形成 Fe_2Mo、Fe_2Ti、Fe_2Nb、$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$ 等金属间化合物。在 400 ~ 650℃时效处理时，在低碳马氏体基体上析出这些金属间化合物，产生沉淀硬化，从而提高了钢的强度。

常用的马氏体沉淀硬化不锈钢的化学成分见表 8-7。

表 8-7　马氏体沉淀硬化不锈钢的化学成分

钢号	化学成分（质量分数,%）									
	C	Cr	Ni	Co	Mo	Cu	Nb	Si	Mn	其他
0Cr17Ni14Cu4Nb（相当于 17-4PH）	≤0.07	15.5 ~ 17.5	3.0 ~ 5.0			3.0 ~ 5.0	0.15 ~ 0.45	≤1.0	≤1.0	P≤0.035 S≤0.03
AFC-77	0.15	14.5	0.2	13.5	13.5	5	0.5	0.15	0.20	
Pyrometx-15	0.03	15	0.2	0.2	20	2.9		0.10	0.1	P≤0.1 S≤0.1

0Cr17Ni14Cu4Nb 钢是最早使用的马氏体沉淀硬化不锈钢，经过 1000 ~ 1050℃固溶处理，空冷或油冷，得到低碳马氏体，硬度约为 340HBW；再经过 480℃、1h 的时效处理，由于含铜相的析出而得到强化效果，硬度达到 420HBW。

在含铬马氏体不锈钢中同时加入钴和钼，会使沉淀硬化效应特别强烈，因此，发展了铬-钼-钴型沉淀硬化不锈钢。目前这类钢有两种基本成分，一种是以 Cr13 型为基加入 w（Mo）=5% 和 w（Co）=13% 的高钼量钢；另一种是以

Cr13 型为基加入 w（Mo）＝2%～3%和 w（Co）＝20%的高钴量钢。

AFC-77 为典型高钼量钢，经过 1093℃加热油淬后，室温组织为马氏体（约80%）＋残留奥氏体，经过－73℃冰冷处理后，残留奥氏体减少。低碳合金马氏体具有较低硬度（约 30HRC）和较高塑韧性，有较小的加工硬化倾向，可直接进行冷变形。

这类钢在大气、水及一些介质中可以耐蚀，适用于做液体火箭壳体和核动力装置中的零件。

8.2　低碳马氏体钢

8.2.1　低碳马氏体钢的特性

近年来根据低碳马氏体钢兼有强度高和韧性好的优点，开发了碳质量分数低的（0.15%～0.25%）、淬火低温回火态使用的低碳马氏体钢。

低碳马氏体钢兼有高强度和高韧性，如常用的 15MnVB 钢，经淬火和低温回火后获得低碳马氏体组织，其力学性能为：σ_b＝900～1200MPa，σ_s＝710～1130MPa，δ＝11.5%～20.5%，ψ＝58%～66%，a_K＝148～160J/cm^2。低碳马氏体钢还具有低的脆性转变温度，如 20Cr 钢的脆性转变温度＜－70℃，而20MnVB 钢脆性转变温度＜－80℃。此外，还具有在静载荷下低的缺口敏感性，低的疲劳缺口敏感性等。

低碳马氏体钢除具有高的综合力学性能外，还具有良好的工艺性能，焊接性能和冷变形能力也良好，也具有淬火时脱碳倾向、变形开裂倾向小等优点。

8.2.2　合金元素的作用

低碳钢和低碳合金钢经淬火和低温回火（150～200℃）后均能得到低碳马氏体。但是，低碳钢的淬透性差，截面稍大，冷速稍慢就不容易得到低碳马氏体，故在低碳马氏体中需加入合金元素。低碳马氏体钢中的合金元素主要作用如下：

（1）增加钢的淬透性　由于碳的质量分数低，要获得与调质钢同等的淬透性，在低碳马氏体钢中需要加入更多的合金元素。

（2）降低 *Ms* 点，以防止淬火时发生自回火现象　因低碳钢的 *Ms* 点很高，在淬火时先生成的马氏体在冷至室温前因温度的影响而发生部分分解，使钢的力学性能下降。加入合金元素能适当降低 *Ms* 点，故能防止产生自回火现象。

（3）提高回火稳定性　Si、Cr、Mn、W、V 等元素能阻碍马氏体分解，使钢在相同回火温度下，有较低碳钢更高的强度和硬度。

结合我国的资源情况，在低碳马氏体钢中常用的合金元素有 Si、Mn、Mo、B、Ti、V、Nb 等。

8.2.3　其他低碳马氏体钢

一些渗碳钢和普通低合金钢也可以作为低碳马氏体钢使用，如 15CrMo、20CrMnTi、18Cr2Ni4WA 等。

为适应我国资源条件而研制的最有代表性的低碳马氏体钢中是 15MnVB 和 20SiMn2MoVA。

15MnVB 钢是一种以冷镦法制造高强度螺栓用的低碳马氏体钢。经 880℃ ± 10℃油淬，200℃回火后，$\sigma_b = 1440MPa$，$\sigma_{0.2} = 1135MPa$，$\delta = 12\%$，$\psi = 52\%$，$a_K = 86.4J/cm^2$，可用于制造汽车发动机的连杆螺栓、缸盖螺栓和半轴螺栓等。过去一般采用 40Cr 和 35CrMo 钢制造这些零件，由于其冷镦性能差，常因冷镦开裂、掉头而产生废品。15MnVB 和几种合金调质钢连杆螺栓的性能见表 8-8。可以看出，15MnVB 钢的最大拉力显著高于调质钢，因而，可用 15MnVB 取代合金调质钢制造螺栓。

表 8-8　汽车发动机连杆螺栓最大拉力试验结果

钢号	热处理状态	硬度 HRC	最大拉力/N
15MnVB	880℃淬油，200℃回火	38 ~ 41	127500 ~ 135000
15MnVB	880℃淬油，400℃回火	30 ~ 34	109500
40Cr	调质	33 ~ 35	78000 ~ 80000
40CrNi	调质	33 ~ 35	105000 ~ 107250
40CrB	调质	33 ~ 35	70000 ~ 72000

20SiMn2MoVA 钢是一种具有高的综合力学性能的低碳马氏体钢。经 900℃ ± 10℃ 油淬，250℃ 低温回火处理后，$\sigma_b = 1511MPa$，$\sigma_{0.2} = 1238MPa$，$\delta = 13.4\%$，$\psi = 58.5\%$，$a_K = 1604J/cm^2$。这类钢已广泛用于石油机械产品，如吊环、吊卡、射孔器等。

综上所示，低碳马氏体钢的应用为机械制造工业增添了一类新钢种，用于代替中碳调质钢在矿山、汽车、石油、机车车辆、农业机械等制造业中日益得到广泛应用。

8.3　低淬透性钢

1. 低淬透性钢的特性

对于轻载齿轮，尤其是中、小模数轻载齿轮，选用调质钢经感应淬火完全能够满足齿轮力学性能要求。但齿轮模数较小时，高频感应淬火得不到良好的仿形硬化层。在加热时，整个齿轮截面几乎全热透，淬火后齿的心部硬度往往超过50HRC，以至齿轮工作时常发生断齿、崩角等现象。所以，如汽车、拖拉机齿轮大多还是采用低碳钢渗碳来制造。如果把钢的淬透性降低，即使齿轮穿透加热，由于钢本身的淬透性低，只能使冷速大于临界冷却速度的表层形成马氏体组织，而心部得到适当的强化，这样淬硬层能沿齿廓合理分布，获得良好的仿形硬化层，可以改善其服役状态，提高使用寿命。

通常降低中碳钢淬透性的措施有：

1）细化奥氏体晶粒，一般在炼钢时加铝脱氧。

2）将增加淬透性的元素如锰、硅、镍、铬等含量降至最低程度。

3）加入强碳化物元素如钛、铌、钒等，形成稳定碳化物，使其在加热时不溶于奥氏体，冷却易发生珠光体转变，从而降低了钢的淬透性。

2. 我国研制的低淬透性钢简介

我国研制的低淬透性钢的成分见表8-9。

表8-9　低淬透性钢的化学成分

钢号	化学成分（质量分数,%）						适用齿轮模数/mm
	C	Ti	Si	Mn	P、S	Cr、Ni、Cu	
55Ti①	0.51～0.69	0.03～0.10	≤0.25	≤0.23	≤0.040	≤0.20	≤5
60Ti	0.56～0.65 0.57～0.65	0.03～0.10	≤0.30	≤0.22	≤0.040	≤0.20	5～8
70Ti	0.641～0.73	0.03～0.12	≤0.35	≤0.28	≤0.040	≤0.20	8～14

①　此牌号是我国YB2007—1981的牌号。

低淬透性钢的成分应按以下要求控制：

1）碳的质量分数在0.50%～0.65%范围内。w（C）$<0.50\%$，淬火后硬度低，耐磨性不好；w（C）$>0.65\%$，淬火时易开裂，脆性大。

2）限制增加淬透性的合金元素含量（锰、硅、铬、钼等）。为进一步降低淬透性，还需加入钛、铌、钒等强碳化物元素。这些元素一方面能细化晶粒，提高强度和韧性，同时又促进珠光体形成，降低淬透性。通常加入w（Ti）$=0.04\%\sim0.12\%$，钛还能与硫结合形成难熔的TiS，从而防止低量锰时形成FeS引起的热脆性。

55Ti和60Ti钢的端淬曲线如图8-6所示。以53HRC为半马氏体硬度，则55Ti的$J_{53}=1.5\sim2.0$；60Ti的$J_{53}=2.0\sim2.6$mm。这些钢在840～920℃范围内加热，淬透性基本一致，比较稳定，当加热温度提高到960～1000℃时，淬透性

增加。

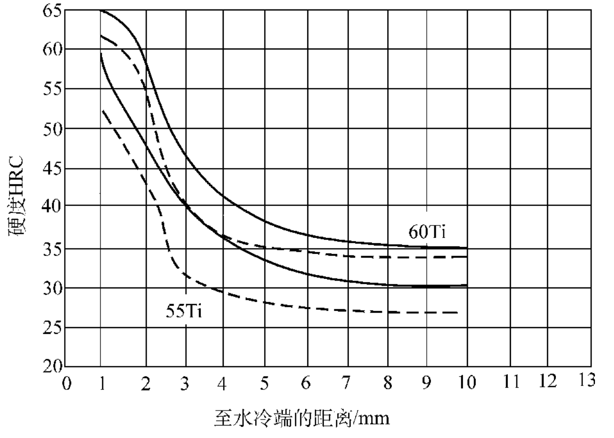


图 8-6　低淬透性钢的端淬曲线（奥氏体化温度 830℃）

第 9 章　刃　具　钢

刃具钢用来制造各种切削加工工具。刃具的种类繁多，如车刀、铣刀、刨刀、钻头、丝锥及板牙等。其中车刀最具有代表性，车刀的工作条件基本能反映各类刃具工作条件的特点。

9.1　刃具钢的工作条件及使用性能

刃具在切削过程中，刀刃与工件表面金属相互作用，使切屑产生变形与断裂，并从工件上剥离下来。故刀刃本身承受弯曲、扭转、剪切应力和冲击、振动等负荷作用，以及受到工件和切屑的强烈摩擦作用。由于切削层金属的变形以及刃具与工件、铁屑的摩擦产生大量的摩擦热，均使刃具温度升高，切削速度越快，则刃具的温度越高，有时刀刃温度可达600℃左右。

刃具钢应具有以下使用性能：

1）为了保证刀刃能切削工件并防止卷刃，必须使刃具具有高于被切削材料的硬度，一般应在60HRC以上，加工软材料时可为45～55HRC，故刃具钢应具有以高碳马氏体为基体的组织。

2）为了保证刃具的使用寿命，应具有足够的耐磨性。高的耐磨性不仅决定于高硬度，同时也决定于钢的组织。在马氏体基体上分布着弥散的碳化物，尤其是各种合金碳化物能有效地提高刃具钢的耐磨损能力。

3）由于在各种形式的切削加工过程中，刃具承受着冲击、振动等作用，应当要求刃具有足够的塑性和韧性，以防止使用时崩刃或折断。

4）为了使刃具能承受切削热的作用，防止在使用过程中因温度升高而导致硬度下降，应要求刃具有高的热硬性。热硬性是指钢在受热条件下，仍能保持足够高的硬度和切削能力。热硬性一般用多次高温回火后在室温条件下测得的硬度值来表示。所以，热硬性是钢抵抗多次高温回火软化的能力。

以上是对刃具钢的一般使用性能要求，视使用条件的不同可以有所侧重。如锉刀不一定需要很高的热硬性。而钻头工作时，其刃部热量散失困难，所以对热硬性要求很高。

此外，选择刃具钢时，应当考虑工艺性能要求。例如，切削加工与磨削性能好，具有良好的淬透性，较小的淬火变形、开裂敏感性等要求，都是刃具钢合金化及其选材的基本依据。

9.2 刃具钢的性能要求

通常按照使用情况及相应性能要求不同，将刃具钢分为碳素刃具钢、合金刃具钢和高速钢三类。衡量一个国家工具材料水平时常以高速钢作参考。

1. 碳素刃具钢

刃具钢最基本的性能要求是高硬度高耐磨性。高硬度是保证进行切削的基本条件，高耐磨性可保证刃具有一定寿命，即耐用度。针对上述两个要求，最先发展起来的是碳素刃具钢。其碳的质量分数范围在0.65%～1.35%，属高碳钢。碳素刃具钢包括亚共析钢、共析钢和过共析钢。

碳素刃具钢热处理工艺为淬火+低温回火。一般亚共析钢采用完全淬火，淬火后组织为细针状马氏体。过共析钢采用不完全淬火，淬火后的组织为隐晶马氏体+未溶碳化物。且由于未溶碳化物的存在，使钢的韧性较低，脆性较大，所以在使用中脆断倾向性大，应予以充分注意。

在碳素刃具钢正常淬火组织中还存在数量不等的残留奥氏体。

常用碳素刃具用钢的成分、性能和用途见表9-1。

表9-1 碳素刃具钢的牌号、成分和用途

牌号	化学成分（质量分数,%）			硬度		用途举例
	C	Si	Mn	供应状态 HBW	淬火后 HRC	
T7 T7A	0.65～0.75	≤0.35	≤0.40	187	62	承受冲击，韧性较好，硬度适当的工具，如扁铲、手钳、大锤、木工工具
T8 T8A	0.75～0.84	≤0.35	≤0.40	187	62	承受冲击，韧性较好，硬度适当的工具，如扁铲、手钳、大锤、木工工具
T8Mn T8MnA	0.80～0.90	≤0.35	≤0.40～0.60	187	62	承受冲击，韧性较好，硬度适当的工具，如扁铲、手钳、大锤、木工工具，但淬透性较大。可制断面较大的工具
T9 T9A	0.85～0.94	≤0.35	≤0.40	192	62	韧性中等、硬度高的工具、如冲头、木工工具、凿岩工具
T10 T10A	0.95～1.04	≤0.35	≤0.40	187	62	不受剧烈冲击，高硬度耐磨的工具、如车刀、刨刀、丝锥、钻头、手锯条
T11 T11A	1.05～1.14	≤0.35	≤0.40	207	62	不受剧烈冲击，高硬度耐磨的工具、如车刀、刨刀、丝锥、钻头、手锯条
T12 T12A	1.15～1.24	≤0.35	≤0.40	207	62	不受剧烈冲击，高硬度耐磨的工具、如锉刀、刮刀、丝锥、精车刀、量具

（续）

牌号	化学成分（质量分数,%）			硬度		用途举例
	C	Si	Mn	供应状态 HBW	淬火后 HRC	
T13 T13A	1.25～1.35	≤0.35	≤0.40	217	62	不受冲击，高硬度耐磨的工具，如锉刀、刮刀、丝锥、精车刀、量具，要求更高耐磨的工具如刮刀、锉刀

注：淬火后硬度不是指用途举例中各种刃具的硬度，而是指碳素刃具钢材料在淬火后的最低硬度。

碳素刃具钢淬透性低，当刃具断面尺寸大于15mm^2 时，水淬后只有工件表面层有高硬度，故不能做形状复杂、尺寸较大的刃具；碳素刃具钢热硬性差，当工作温度超过250℃，硬度和耐磨性迅速下降，将失去正常工作能力；碳素刃具钢从成分上看，不含有合金元素，淬火回火后碳化物属于渗碳体型。硬度虽然可达62HRC，但耐磨性不足。

碳素刃具钢在热处理时须注意：

1）碳素刃具钢淬火时工件要在强烈的淬火介质（如水、盐水、碱水等）中冷却。因而淬火时产生的应力大，将引起较大的变形甚至开裂，故淬火后应及时回火。

2）碳素刃具钢在淬火前经球化退火处理，在退火处理过程中，由于加热时间长、冷却速度慢，会有石墨析出使钢脆化（称为黑脆）。

3）碳素刃具钢由于碳的质量分数高，在加热过程中易氧化脱碳。所以在加热时须注意保护。一般用盐浴炉或在保护气氛条件下加热。

由于碳素刃具钢淬透性低、热硬性差、耐磨性不够高，所以只能用来制造切削量小、切削速度较低的小型刃具，常用来加工硬度低的软金属或非金属。对于重负荷、尺寸较大、形状复杂、工作温度超过200℃的刃具，应采用合金刃具钢、但碳素刃具钢成本低，在生产中应尽量考虑选用。

2. 合金刃具钢

合金刃具钢是在碳素刃具钢的基础上加入某些合金元素而发展起来的。其目的是克服碳素刃具钢的淬透性低、热硬性差、耐磨性不足的缺点。合金刃具钢的碳质量分数在0.75%～1.5%，合金元素总质量分数则在5%以下，所以又称为低合金刃具钢。加入的合金元素为Cr、Mn、Si、W和V等。其中Cr、Mn、Si主要是提高钢的淬透性，同时强化马氏体基体，提高回火稳定性；W和V还可以细化晶粒；Cr、Mn等可溶入渗碳体，形成合金渗碳体，有利于钢耐磨性的提高。

另外，Si容易使钢在加热时脱碳和石墨化，使用中应注意。如钢中同时加入Si、Cr，则能降低钢的脱碳和石墨化倾向。

合金刃具钢淬透性较碳素刃具钢好，淬火冷却可在油中进行，且热处理变形和开裂倾向小，耐磨性和热硬性也有所提高。但合金元素的加入，提高了钢的临界点，故一般淬火温度较高，使脱碳倾向增大。

合金刃具钢主要用于制作：截面尺寸较大且形状复杂的刃具；精密刃具；切削刃在心部的刃具，此时要求钢的组织均匀性要好；切削速度较大的刃具等。

表 9-2 列出了最常用的合金刃具钢的成分、热处理工艺、性能和用途。

表 9-2　常用的合金刃具钢的成分、热处理工艺、性能和用途

钢号	主要成分（质量分数,%）					热处理规范				
						淬火			回火	
	C	Mn	Si	Cr	W	温度/℃	介质	HRC	温度/℃	HRC
Cr06	1.3～1.45	0.2～0.4	≤0.35	0.5～0.7	—	780～810	水	63～65	160～180	62～64
CrW5	1.25～1.5	≤0.30	≤0.30	0.4～0.7	4.5～5.5	800～820	水	65～66	150～160	64～65
Cr	0.95～1.10	≤0.30	≤0.35	0.75～1.05	—	830～860	油	62～64	150～170	61～63
Cr2	0.85～0.95	≤0.30	≤0.40	1.30～1.60	—	830～850	油	62～65	150～170	60～62
9SiCr	0.85～1.05	0.30～0.60	1.20～1.60	0.95～1.25		830～860	油	62～64	150～170	61～63
CrWMn	0.95～1.05	0.80～1.10	0.15～0.35	0.90～1.20	1.20～1.60	800～830	油	62～65	160～200	61～62
W	1.05～1.25	0.20～0.40	≤0.35	0.10～0.30	0.80～1.20	800～820	水	62～64	150～180	59～61
W2	1.10～1.25	0.20～0.40	≤0.35	0.10～0.30	1.80～2.20	800～820	水	62～64	150～180	59～61

由表 9-2 可见，合金刃具钢分为两个体系：

1）针对提高钢淬透性的要求，发展了 Cr、Cr2、9SiCr 和 CrWMn 等钢。其中 9SiCr 钢淬火临界直径可达 40～50mm，适宜制造薄刃或切削刃在心部的工具，如板牙、滚丝轮、丝锥等。

CrWMn 钢是最常用的合金刃具钢。经热处理后硬度可达 64～66HRC，且有较高耐磨性。CrWMn 钢淬火后，有较多残留奥氏体，使其淬火变形小，故有低变形钢之称。生产中常用调整淬火温度和冷却介质配合，使形状复杂的薄壁工具达到低变形或不变形。这种钢适于做截面尺寸较大、要求耐磨性高、淬火变

形小，但工作温度不高的拉刀、长丝锥等；也可作量具、冷变形模具和高压油泵的精密部件，如柱塞等。

2）针对提高耐磨性的要求，发展了 Cr06、W、W2 及 CrW5 等钢。其中 CrW5 又称钻石钢，在水中冷却时，硬度可达 67～68HRC。主要用于制作截面尺寸不大（5～15mm^2）、形状简单又要求高硬度、高耐磨性的刃具，如雕刻工具及切削硬材料的刃具。

合金刃具钢的热处理与碳素刃具钢基本相同，也包括加工前的球化退火和成形后的淬火与低温回火。回火温度一般为 160～200℃，合金刃具钢为过共析钢，一般采用不完全淬火。淬火加热温度要根据工件形状、尺寸及性能要求等选定并严格控制，以保证工件质量。另外，合金刃具钢导热性较差。对于形状复杂、截面尺寸大的工件，在淬火加热前往往先在 600～650℃进行预热，然后再淬火，一般采用油淬、分级淬火或等温淬火。少数淬透性较低的钢（如 Cr06、CrW5 等钢）采用水淬。

合金刃具钢解决了淬透性低、耐磨性不足等缺点，但由于合金刃具钢所加合金元素数量不多，仍属于低合金范围，故其热硬性虽比碳素刃具钢高，但仍满足不了生产要求。要想大幅度提高刃具钢的热硬性，必须采用高速钢。

有关高速钢的详细内容详见第 12 章。

第 10 章　模 具 用 钢

模具是机械制造、无线电仪表、电机电器等工业部门中制造零件的主要加工装备。模具的质量直接影响着压力加工工艺质量、产品精度、产量和生产成本、而模具质量与使用寿命除了靠合理的结构设计和加工精度外，主要受模具材料和热处理的影响。因此，为了正确选用钢材，制订和改进热处理工艺，提高模具的使用寿命，必须对模具的工作条件、失效形式及其对钢材的性能要求进行综合分析，寻找失效的主要形式以确定材料的种类，进而确定最佳冷、热加工工艺和强化措施，从而做到材尽其用。

模具钢可用来制造冷冲模、热锻模、压铸模等，在我国国标中多达数十种。但是，根据模具的使用性质可以简单分为三大类：使金属在冷状态下变形的冷作模具钢（冷模的工作温度一般小于 250℃）、使金属在热状态下变形的热作模具钢（其模腔的表面温度高于 600℃）和塑料膜具钢。

10.1　冷作模具钢

冷作模具钢可制造冲裁模（如落料冲孔模、修边模、冲头、剪刀等）、冷镦模和冷挤压模、压弯模及拉丝模等。

10.1.1　冷作模具钢的工作条件及性能要求

冷作模具钢在工作时，由于被加工材料的变形抗力比较大，模具的工作部分承受很大的压力、弯曲力、冲击力及摩擦力。因此，冷作模具的正常报废原因一般是磨损，也有因断裂、崩刃和变形超差而提前失效的。

冷作模具钢与刃具钢相比有许多共同点，要求模具有高的硬度和耐磨性、高的抗弯强度和足够的韧性，以保证冲压过程顺利进行。其不同之处在于：模具形状及加工工艺复杂，而且摩擦面积大，磨损可能性大，所以修磨起来困难，因此要求具有更高的耐磨性；模具工作时承受冲压力大，又由于形状复杂易于产生应力集中，所以要求具有较高的韧性；模具尺寸大、形状复杂，所以要求较高的淬透性、较小的变形及开裂倾向性。

总之，冷作模具钢在淬透性、耐磨性与韧性等方面的要求要较刃具钢高一些，而在热硬性方面要求较低或基本上没要求（因为是冷态成形），所以也相应形成了一些适于做冷作模具用的钢种。例如，发展了高耐磨、微变形冷作模具

用钢及高韧性冷作模具用钢等。下面结合有关钢种选用进一步说明。

10.1.2 冷作模具钢的选择

1. 按照冷作模具的使用条件选择钢种

通常按冷作模具的使用条件，可以将钢种选择分为以下四种情况：

1）尺寸小、形状简单、轻负荷的冷作模具。例如，小冲头、剪落钢板的剪刀等可选用 T7A、T8A、T10A、T12A 等碳素工具钢制造。这类钢的优点是可加工性好、价格便宜、来源容易，但其缺点是淬透性低、耐磨性差、淬火变形大。因此，只适于制造一些尺寸小、形状简单、轻负荷的工具以及要求硬化层不深并保持高韧性的冷冲模等。

2）尺寸大、形状复杂、轻负荷的冷作模具。常用的钢种有 9SiCr、CrWMn、GCr15 及 9Mn2V 等低合金刃具钢。这些钢在油中的淬透直径大体上可达 40mm 以上。其中 9Mn2V 钢是我国近年来发展的一种不含 Cr 的冷作模具用钢，可代替或部分代替含 Cr 的钢。

9Mn2V 钢的碳化物不均匀性和淬火开裂倾向性比 CrWMn 钢小，脱碳倾向性比 9SiCr 钢小，而淬透性比碳素工具钢大。其价格只比后者高约 30%，因此是一个值得推广使用的钢种。

但 9Mn2V 钢也存在一些缺点，如冲击韧度不高，在生产使用中发现有碎裂现象。另外回火稳定性较差，回火温度一般不超过 180℃，在 200℃回火时抗弯强度及韧度开始出现低值。9Mn2V 钢可在硝盐、热油等冷却能力较为缓和的淬火介质中淬火。对于一些变形要求严格而硬度要求又不很高的模具，可采用奥氏体等温淬火。

3）尺寸大、形状复杂、重负荷的冷作模具。须采用中合金钢或高合金钢。如 Cr12Mo、Cr12MoV、Cr6WV、Cr4W2MoV 等，另外也有选用高速钢的。

近年来用高速钢做冷作模具的倾向已日趋增大。但应指出，此时已不再是利用高速钢所特有的热硬性，而用它的高淬透性和高耐磨性。为此，在热处理工艺上也应有所区别。选用高速钢做冷作模具时，应采用低温淬火，以提高韧性。例如 W18Cr4V 钢做刃具时常用的淬火温度为 1280～1290℃，而做冷作模具时，则应采用 1190℃的低温淬火。又如 W6Mo5Cr4V2 钢，采用低温淬火后可使寿命大大提高。

4）受冲击负荷且刃间单薄的冷作模具。如上所述，前三类冷作模具用钢的使用性能要求均以高耐磨性为主，为此均采用高碳过共析钢乃至莱氏体钢。而对有的冷作模具如切边模、冲裁模等，其刃口单薄，使用时又受冲击负荷作用，则应以要求高的冲击韧度为主。

为了解决这一矛盾，可采取以下措施：

1）降低碳含量。采用亚共析钢，以避免由于一次及二次碳化物而引起钢的韧性下降。

2）加入 Si、Cr 等合金元素。以提高钢的回火稳定性和回火温度（240～270℃回火），这样有利于充分消除淬火应力，而又不致降低硬度。

3）加入 W 等形成难熔碳化物的元素以细化晶粒、提高韧性。常用的高韧性冷作模具用钢有 6SiCr、4CrW2Si、5CrW2Si 等。

2. 充分发挥冷作模具钢性能潜力的途径

常用 Cr12 型钢或高速钢做冷作模具时，一个很突出的问题是脆性大易开裂。为此，必须用充分锻打的方法细化碳化物，以及发展新钢种。发展新钢种的着眼点，应是降低钢碳的质量分数及碳化物形成元素的数量。Cr4W2MoV 钢具有高硬度、高耐磨性和淬透性好等优点，并具有较好的回火稳定性及综合力学性能，用于制造硅钢片冲模等，可使模具寿命比 Cr12MoV 钢提高 1～3 倍。但此钢锻造温区范围较窄，锻造时易开裂，应严格控制锻造温度和操作规范。Cr2Mn2SiWMoV 钢淬火温度低，淬火变形小，淬透性高，有空淬微变形模具钢之称。7W7Cr4MoV 钢可代替 W18Cr4V 和 Cr12MoV 钢，其特点是钢的碳化物不均匀性和韧性得到很大改善。

10.1.3　冷作模具钢热处理特点

造成冷作模具损坏的因素很多，模具热处理工艺的好坏是提高模具使用寿命的一个关键因素，必须引起足够的重视。热处理工艺不合适，易使模具尺寸发生变化；冷作模具产生变形、开裂、硬度过高或过低、硬度不均匀等，其根本原因是淬火或回火工艺不当。

采用线切割加工冷作凸、凹模，加工后产生了变形甚至开裂，尤以碳素工具钢为甚。要解决这个问题，除选用合金钢以外，正确选择钢材牌号和掌握锻造工艺，制订正确的模具热处理工艺是非常重要的措施。

一些内腔复杂的紧固件冷作模具，在线切割加工前，不仅要求硬度高、强度和韧性好，更重要的是要保证淬透性。在保证力学性能的前提下，要使模具淬火应力处于最低状态，更重要的是采取一些必要的措施：

1）大、中型模坯在淬火加热前必须经过 650℃ 预热 0.5～1.5h，消除机械加工应力，减少材料由弹性畸变转变为塑性畸变的机会，增加模具尺寸稳定性。

2）尽量采用分级淬火或等温淬火工艺，使热应力和组织应力不致同时产生。

3）严格控制回火温度，要求测温精确，采用温度均匀的油浴炉或循环流动空气电阻炉为佳。淬火后，模坯需趁热回火，在保证硬度的前提下，尽量提高回火温度。趁热回火实质上是等温淬火，让模具内部形成不稳定的等温淬火马

氏体组织，然后进行二次回火，得到回火马氏体。对于大型模坯、截面较厚的模具有时必须进行第三次回火，最后加人工时效以保证模具的稳定性。

4）为减少各种模坯的变形量，可以对未加工的模具材料进行一次调质处理。在线切割加工前一般都应进行粗加工，然后进行淬火，以减少线切割加工余量及线切割后的变形。

5）大型模坯经锻造后需高温扩散退火或正火处理一次，再等温球化退火，消除网状碳化物，然后预先调质热处理，细化组织，减少应力。

6）对合金工具钢及截面较厚的冷作模具钢和 H13、65Nb、GD 钢，淬火温度应提高 20～30℃，可以较大地提高淬透性、淬硬性和冲击韧度。

7）对于型腔复杂、精度要求较高的模具，采用 LD、Cr12MoV 钢进行高温淬火高温回火二次硬化处理和再次中温回火，就可以很好地消除淬火应力。

8）为了提高模具寿命，进行氮碳共渗、离子氮化或表面电火花熔渗等化学热处理，应在线切割加工后进行。化学热处理后，其表层的回火稳定性明显提高，为提高模具使用寿命创造了条件。

9）对于淬透性差且尺寸既大又厚的 CrWMn 钢及 GCr15、9Mn2V 钢模具，由于淬不透，会造成模具内应力很大，在线切割后很容易产生变形，甚至开裂。因而，需采取预先开腔的办法，即淬火前在需要线切割处预留 1～2mm 的线切割加工余量，经过淬火后再进行切割。预先开腔淬火具有刃口部分易淬硬的优点，且改变了内应力的分布状态。因此，不会产生变形和开裂。

10.2　热作模具钢

10.2.1　热作模具的工作条件

热作模具包括锤锻模、热挤压模和压铸模三类。热作模具工作条件的主要特点是与热态金属相接触，因此会带来以下两方面的问题：

1）模腔表层金属受热。通常锤锻模工作时，其模腔表面温度可达 300～400℃，热挤压模可达 500～800℃；压铸模模腔温度与压铸材料种类及浇注温度有关，如压铸黑色金属时模腔温度可达 1000℃ 以上。这样高的使用温度会使模腔表面硬度和强度显著降低，在使用中易发生塌陷。为此，对热模具钢的基本使用性能要求是热塑变抗力高，包括高温硬度和高温强度、高的热塑变抗力，实际上反映了钢的高回火稳定性。因此，热作模具钢合金化的第一种途径就是加入 Cr、W、Si 等合金元素提高钢的回火稳定性。

2）模腔表层金属产生热疲劳（龟裂）。热作模具的工作特点是具有间歇性，每次使热态金属成形后都要用水、油、空气等介质冷却模腔表面，因此，热作

模具的工作状态是反复受热和冷却，从而使模腔表层金属产生反复的热胀冷缩，即反复承受拉压应力作用。其结果引起模腔表面出现龟裂，称为热疲劳现象。因此，对热作模具钢提出了第二个基本使用性能要求，即具有高的热疲劳抗力。一般说来，影响钢热疲劳抗力的因素主要有：

①　钢的导热性。钢的导热性高，可使模具表层金属受热程度降低，从而减小钢的热疲劳倾向性。一般认为钢的导热性与碳的质量分数有关，碳的质量分数高时导热性低，所以热作模具钢不宜采用高碳钢。在生产中通常采用中碳钢，碳的质量分数过低，会导致钢的硬度和强度下降，也是不利的。

②　钢的临界点影响。通常钢的临界点（Ac_1）越高，钢的热疲劳倾向性越低。因此，一般通过加入合金元素 Cr、W、Si 等来提高钢的临界点，从而改善钢的热疲劳抗力。

10.2.2　常用热作模具用钢

1. 锤锻模用钢

一般说来，锤锻模用钢有两个问题比较突出，一是工作时受冲击负荷作用，对钢的力学性能要求较高，特别是对塑变抗力及韧性要求较高；二是锤锻模的截面尺寸较大（$<400mm^2$），故对钢的淬透性要求较高，以保证整个模具组织和性能均匀。

常用锤锻模用钢有 5CrNiMo、5CrMnMo、5CrNiW、5CrNiTi 及 5CrMnMoSiV 等。不同类型的锤锻模应选用不同的材料，对特大型或大型锤锻模以 5CrNiMo 为好，也可采用 5CrNiTi、5CrNiW 或 5CrMnMoSi 等。对中、小型的锤锻模通常选用 5CrMnMo 钢。

2. 热挤压模用钢

热挤压模的工作特点是加载速度较慢，模腔受热温度较高，通常可达 500～800℃。对这类钢的使用性能要求应以高的高温强度（即高的回火稳定性）和高的耐热疲劳性能为主。对冲击韧度及淬透性的要求可适当放低。一般热挤压模尺寸较小，常小于 70～90mm。

常用的热挤压模有 4CrW2Si、3Cr2W8V 及 5% Cr 型等热作模具钢。其中 4CrW2Si，既可做冷作模具钢，又可做热作模具钢。由于用途不同，可采用不同热处理方法，用于冷作模具时采用较低的淬火温度（870～900℃）及低温或中温回火处理；用于热作模具时则采用较高的淬火温度（一般为 950～1000℃）及高温回火处理。

3. 压铸模用钢

从总体上看，压铸模用钢的使用性能要求与热挤压模用钢相近，即以要求高的回火稳定性与高的热疲劳抗力为主。所以，通常所选用的钢种大体上与热

挤模用钢相同，如常采用4CrW2Si和3Cr2W8V等钢；对熔点较低Zn合金压铸模，可选用40Cr、30CrMnSi及40CrMo等；对Al和Mg合金压铸模，可选用4CrW2Si、4Cr5MoSiV等；对Cu合金压铸模，多采用3Cr2W8V钢。

随着黑色金属压铸工艺的应用，多采用高熔点的铝合金和镍合金。或者对3Cr2W8V钢进行Cr-Al-Si三元共渗，用以制造黑色金属压铸模。最近国内外还试验了采用高强度的铜合金作黑色金属的压铸模材料。

10.2.3 表面硬化技术在模具钢中的应用

随着工业生产的发展，对模具也提出了高精度、高硬度、高耐磨性和高耐蚀性的要求。一般的模具经淬火、回火处理后便可满足要求。但对上述要求的模具应在淬火、回火处理基础上采用表面硬化处理，其方法如下：

1）氮化处理（气体氮化、软氮化、离子氮化等）、渗金属（渗Cr、Ae、Si、B、V等）及气相沉积等方法。皆可提高模具寿命。

2）水蒸气处理。在水蒸气中对金属进行加热，在金属表面上将生成Fe_3O_4，处理温度在550℃左右，通过水蒸气处理之后，金属表面的摩擦因数将大大降低。这种技术主要用于淬火、回火的高合金模具钢的表面处理中。

3）电火花表面强化。电火花表面强化是提高模具寿命的一种有效方法。它是利用火花放电时释放的能量，将一种导电材料熔渗到工件表面，构成合金化表面强化层，从而起到改善表面物理化学性能的目的。

电火花强化层使电极与工件材料的合金化强化层与基体结合牢固，耐冲击不剥落；在进行强化处理时，工件处于冷态区放电点极小、时间短、不退火，不变形等。模具经电火花强化后，将大大提高模具表面耐热性、耐蚀性、坚硬性和耐磨性，可获得较好的经济效果。

通常要在淬火、回火处理后对模具再进行强化处理，操作要细心，电极沿被强化表面的移动速度要均匀，要控制好时间，模具经电火花强化处理后，表面产生残余拉应力，因此，要补加一道低于回火温度30~50℃的去应力处理。

4）离子电镀的应用。离子电镀直到20世纪70年代才在工程上实现，并应用于工具和模具的表面硬化中。离子电镀时可以在500℃以下进行，如果选择好处理方法和条件，可以在100℃以下的进行；离子电镀与材料无关，可得到2000HV以上的硬化层；能得到各种金属和化合物的保护膜，且电镀膜致密，无公害、无爆炸等危害。

10.3 塑料模具用钢

目前塑料制品的应用日益广泛，尤其是在日常生活用品、电子仪表、电器

等行业中应用十分广泛，已向塑料制品化方向发展。塑料制品大多采用模压成型，因而需要模具。模具的结构形式和质量对塑料制品的质量和生产效率有直接影响。

1. 塑料模具的工作条件和性能要求

压制塑料有两种类型，即热塑性塑料和热固性塑料。热固性塑料如胶木粉等，是在加热、加压下进行压制并永久成形的。胶木模周期性地承受压力，并在 150～200℃温度下持续受热；热塑性塑料如聚氯乙烯等，通常采用注射模塑法，塑料是在单独的加热空间加热，然后以软化状态注射到较冷的塑模中，施加压力，从而使之冷硬成形。注射模的工作温度为 120～260℃，工作时通水冷却型腔，故受热、受力及受磨损程度较轻。值得注意的是含有氯、氟的塑料，在压制时析出有害的气体，对模腔有较大的侵蚀作用。

对塑料模具用钢的要求：

1）良好的加工性能，在较高预硬硬度（28～35HRC）下，便于进行切削加工或电火花加工，易于蚀刻各种图案、文字和符号。

2）良好的抛光性，模具抛光后表面达到高镜面度（一般 *Ra* 值为 0.1～0.012μm）。

3）较高的硬度（热处理后硬度应超过 45～55HRC），具有良好的耐磨性，足够强度和韧性。

4）热处理变形小（保证精度），焊接性良好，便于进行模具焊补等。

2. 塑料模具用钢分类

1）适于冷挤压成形的塑料模用钢是工业纯铁和 10、15、20、20Cr 钢。

2）对于中小型、且不很复杂的模具，可用 T7A、T10A、9Mn2V、CrWMn、Cr2 钢等。对于大型塑料模具可采用 4Cr5MoSiV 或 PDAHT-1 钢（C0.8%～0.9%、Mn1.8%～2.2%、≤Si0.35%、Cr0.9%～1.1%、Mo1.2%～1.5%、V0.1%～0.3%），在要求高耐磨性时也可采用 Cr12MoV 钢。

3）复杂、精密模具使用 18CrMnTi、12CrNi3A 和 12Cr2Ni4A 等渗碳钢。

4）压制会析出有害气体并与钢起强烈反应的塑料时，可采用马氏体不锈钢 2Cr13 或 3Cr13 钢。模具在 950～1000℃加热油淬，并在 200～220℃回火。热处理后其硬度为 45～50HRC，这类模具不需要镀铬。

塑料模具在淬火加热时应注意保护，防止表面氧化脱碳。热处理后最好先镀铝，以防腐蚀、防止粘附，这样既易于脱模，又可提高耐磨性。

3. 塑料模具的热处理特点

（1）渗碳钢塑料模的热处理特点

1）对于有高硬度、高耐磨性和高韧性要求的塑料模具，要选用渗碳钢来制造，并把渗碳、淬火和低温回火作为最终热处理。

2）对渗碳层的要求。一般渗碳层的厚度为0.8～1.5mm，当压制含硬质填料的塑料时模具渗碳层厚度要求为1.3～1.5mm，压制软性塑料时渗碳层厚度为0.8～1.2mm。渗碳层碳的质量分数以0.7%～1.0%为佳。若采用碳氮共渗，则耐磨性、耐腐蚀性、抗氧化、防粘性就更好。

3）渗碳温度一般在900～920℃，复杂型腔的小型模具可取840～860℃中温碳氮共渗，保温时间为5～10h，具体应根据对渗层厚度的要求来选择。渗碳工艺以采用分级渗碳工艺为宜，即高温阶段（900～920℃）以快速将碳渗入零件表层为主；中温阶段（820～840℃）以增加渗碳层厚度为主，这样在渗碳层内建立均匀合理的碳浓度梯度分布，便于直接淬火。

4）渗碳后的淬火工艺按钢种不同，渗碳后可分别采用：重新加热淬火，分级渗碳后直接淬火（如合金渗碳钢）；中温碳氮共渗后直接淬火（如用工业纯铁或低碳钢冷挤压成形的小型精密模具）；渗碳后空冷淬火（如高合金渗碳钢制造的大、中型模具）。

（2）淬硬钢塑料模的热处理

1）形状比较复杂的模具，在粗加工以后即进行热处理，然后进行精加工，才能保证热处理时变形最小，对于精密模具，变形应小于0.05%。

2）塑料模型腔表面要求十分严格，因此，在淬火加热过程中要确保型腔表面不氧化、不脱碳、不侵蚀、不过热等。应在保护气氛炉中或在严格脱氧后的盐浴炉中加热，若采用普通箱式电阻炉加热，应在模腔面上涂保护剂，同时要控制加热速度。冷却时应选择比较缓和的冷却介质，控制冷却速度，以避免在淬火过程中产生变形、开裂而报废。一般以热浴淬火为佳，也可采用预冷淬火的方式。

3）淬火后应及时回火，回火温度要高于模具的工作温度，回火时间应充分，长短视模具材料和断面尺寸而定，但至少要在40～60min。

4. 预硬钢塑料模的热处理

1）预硬钢是以预硬态供货的，一般不需热处理，但有时需进行锻造，锻造后的模坯必须进行热处理。

2）预硬钢的预先热处理通常采用球化退火，目的是消除锻造应力，获得均匀的球状珠光体组织，降低硬度，提高塑性，改善模坯的切削加工性能或冷挤压成形性能。

3）预硬钢的预硬处理工艺简单，多数采用调质处理，调质后获得回火索氏体组织。高温回火的温度范围很宽能够满足模具的各种工作硬度要求。由于这类钢淬透性良好，淬火时可采用油冷、空冷或硝盐分级淬火。表10-1为部分预硬钢的预硬处理工艺，供参考。

5. 时效硬化钢塑料模的热处理

表 10-1　部分预硬钢的预硬处理工艺

钢　　号	加热温度/℃	冷却方式	回火温度/℃	预硬硬度 HRC
3Cr2Mo	830 ~ 840	油冷或 160 ~ 180℃硝盐分级	580 ~ 650	28 ~ 36
5NiSCa	880 ~ 930	油冷	550 ~ 680	30 ~ 45
8Cr2MnWMoVS	860 ~ 900	油或空冷	550 ~ 620	42 ~ 48
P4410	830 ~ 860	油冷或硝盐分级	550 ~ 650	35 ~ 41
SM1	830 ~ 850	油冷	620 ~ 660	36 ~ 42

1）时效硬化钢的热处理工艺分两种基本工序。首先进行固溶处理，即把钢加热到高温，使各种合金元素溶入奥氏体中，完全奥氏体后淬火获得马氏体组织。第二步进行时效处理，利用时效强化达到最后要求的力学性能。

2）固溶处理加热一般在盐浴炉、箱式炉中进行，加热时间分别可取 1min/mm、2 ~ 2.5min/mm，淬火采用油冷，淬透性好的钢种也可空冷。如果锻造模坯时能准确控制终锻温度，锻造后可直接进行固溶淬火。

3）时效处理最好在真空炉中进行，若在箱式炉中进行，为防模腔表面氧化，炉内须通入保护气氛，或者用氧化铝粉、石墨粉、铸铁屑，在装箱保护条件下进行时效。装箱保护加热要适当延长保温时间，否则难以达到时效效果。部分时效硬化型塑料模具钢的热处理规范可参照表 10-2。

表 10-2　部分时效硬化钢的热处理规范

钢　　号	固溶处理工艺	时效处理工艺	时效硬度 HRC
06Ni6CrMoVTiAl	800 ~ 850℃油冷	510 ~ 530℃ ×(6 ~ 8)h	43 ~ 48
PMS	800 ~ 850℃空冷	510 ~ 530℃ ×(3 ~ 5)h	41 ~ 43
25CrNi3MoAl	880℃水淬或空冷	520 ~ 540℃ ×(6 ~ 8)h	39 ~ 42
SM2	900℃油冷 + 700℃ ×2h	510℃ ×10h	39 ~ 40
PCR	1050℃固溶空冷	460 ~ 480℃ ×4h	42 ~ 44

6. 塑料模的表面处理

为了提高塑料模表面耐磨性和耐蚀性，常对其进行适当的表面处理。

1）塑料模镀铬是一种应用最多的表面处理方法，镀铬层在大气中具有强烈的钝化能力，能长久保持金属光泽，在多种酸性介质中均不发生化学反应。镀层硬度达 1000HV，因而具有优良的耐磨性。镀铬层还具有较高的耐热性，在空气中加热到 500℃时其外观和硬度仍无明显变化。

2）渗氮具有处理温度低（一般为 550 ~ 570℃），模具变形甚微和渗层硬度高（可达 1000 ~ 1200HV）等优点，因而，渗氮也非常适合塑料模的表面处理。含有铬、钼、铝、钒和钛等合金元素的钢种比碳钢有更好的渗氮性能，用作塑料模时进行渗氮处理可大大提高耐磨性。

适用于塑料模的表面处理方法还有：氮碳共渗、化学镀镍、离子镀氮化钛、碳化钛或碳氮化钛、PVD、CVD 法沉积硬质膜或超硬膜等。

表 10-3 是常用塑料模具钢的牌号、性能及用途。

表 10-3 常用塑料模具钢的牌号、性能及用途

种类	牌号	应用
预硬型①	3Cr2Mo，3Cr2MnNiMo	工艺性能优良，切削加工性和电火花加工性良好，镜面抛光性好，表面粗糙度 Ra 值可达 0.025μm，可渗碳、渗硼、氮化和镀铬，耐蚀性和耐磨性好，具备了塑料模具钢的综合性能，是目前国内外应用最广的塑料模具钢之一，主要用于制造形状复杂、精密、大型模具，各种塑料模具和低熔点金属压铸模
非合金型	国产 45、50 和 S45C ~ S58C（日本）	形状简单的小型塑料模具或精度要求不高、使用寿命不需要很长的塑料模具
	T7、T8、T10、T11、T12	用于形状较简单的、小型的热固性塑料模具，要求较高的耐磨性的模具
整体淬硬型	9Mn2V、WMn，9CrWMn、Cr12、Cr12MoV，5CrNiMo，5CrMnMo	用于压制热固性塑料、复合强化塑料产品的模具以及生产批量很大，要求模具使用寿命很长的塑料模具
渗碳型	20、12CrMo、20Cr	较高的强度，而且心部具有较好的韧性，表面高硬度、高耐磨性、良好的抛光性能，塑性好，可以采用冷挤压成形法制造模具。缺点是模具热处理工艺较复杂、变形大。用于受较大摩擦、较大动载荷、生产批量大的模具
耐腐蚀型	9Cr18、4Cr13、1Cr17Ni2	用于在成形过程中产生腐蚀性气体的聚苯乙烯等塑料制品和含有卤族元素、福尔马林、氨等腐蚀介质的塑料制品模具

① 为 GB/T1299—2000《合金工具钢》中的列出的塑料模具钢种。

10.4 其他冷作模具材料

10.4.1 有色金属及其合金

1. 低熔点合金

长期以来冲压模具一直采用钢材制造，由于钢制冲压模具结构复杂，加工困难，制造周期长，费用高，不适用于小批量生产和新产品的试制要求。为此，发展了低熔点合金模和锌基合金模等简易模具。

低熔点合金系指熔点在 300℃以下的合金，采用的元素有 Bi、Sb、Cd、Sn、Zn 等，对其性能的影响见表 10-4，常用低熔点合金的成分及性能见表 10-5。

表 10-4　合金元素对低熔点合金性能的影响

元素名称	化学符号	硬度 HBW	冷凝膨胀率（%）	对低熔点合金的影响	备注
铋	Bi		3.32	提高强度，降低熔点，提高流动性	来源较困难
锡	Sn	5		提高伸长率，降低熔点，提高流动性	微毒
镉	Cd	20	0.03	提高强度和伸长率，降低熔点，提高填充性	氧化镉有毒
锑	Sb		0.95	提高强度与硬度，降低冲击值，降低熔点，提高填充性能	有毒
铅	Pb			提高伸长率	氧化铅有毒
锌	Zn				

表 10-5　常用低熔点合金的成分及性能

分类	化学成分（质量分数,%）									熔点/℃	力学性能			冷凝时膨胀或收缩	备注
	Bi	Sn	Sb	Pb	Zn	Al	Cd	Cu	Mg		硬度 HBW	强度极限 σ_b/MPa	伸长率 δ（%）		
铋基合金	58	42	—	—	—	—	—	—	—	138	24.6	57.2	11.35	膨胀	
	70		10	20	—	—	—	—	—	—	143	—	—	—	—
	57	42	1	—	—	—	—	—	—	136	22.5	76	—		成形模材料
	56	42	—	—	—	—	2	—	—	135	17.4	72	5		成形模材料
	50	13.3	—	26.7	—	—	10	—	—	70	9	41	—		弯管填料
	44	50	6	—	—	—	—	—	—	170	25.1	95.4	—	收缩	成形模材料
	50	12.5	—	25	—	—	12.5	—	—	68	—	—	—		
	48	12.77	—	25.63	4	—	9.6	—	—	65	—	—	—		
	44.7	11.3	—	22.6	16.1	—	5.3	—	—	47	—	—	—		
锡基合金	30	70	—	—	—	—	—	—	—	170	—	—	—		
	42	58	—	—	—	—	—	—	—	139	—	—	—		
	46	52	2	—	—	—	—	—	—	152	22.5	78	—	收缩	成形模材料
铅基合金	—	—	13.5	86.5	—	—	—	—	—	245	—	—	—		
	12.5	37.5	—	50	—	—	—	—	—	178	—	—	—		
	34.9	20.1	—	35.5	—	—	—	—	—	80	—	—	—		

低熔点合金主要用于制造拉深模、成形模，用来将凸模浇固在固定板上，固定凹模拼块、固定导套、浇铸卸料板的导向部分及浇铸成形模的工作部分等。

用低熔点合金浇固模具，浇固部分可以粗加工，省工时，生产周期短，并能得到准确的配合，从而提高模具质量。但对 >2mm 板料冲裁的卸料力大而很少采用。

用低熔点合金铸造成形模，制造周期短，成本低。适用于新产品试制和小批量、多品种生产，寿命一般在 1 万件以下。

2. 锌基合金

锌基合金是指以锌为基体的 Zn、Al、Cu 三种元素加入微量 Mg 组成的合金。采取熔化浇铸的方式制造模具，其熔点为380℃，密度为6.7g/cm^3，性能相当于低碳钢，加工性质类似青铜铸件。

（1）锌基合金的化学成分及力学性能　一般模具用锌基合金是采用 w（Zn）=99.995%、w（Al）=99.7%、w（Cu）=99.95% 的电解铜和 w（Mg）=99.95% 按比例配制而成。使用这样高纯度的材料，对提高锌基合金的力学性能会起到了良好作用。

锌基合金的化学成分及力学性能见表 10-6。

表 10-6　锌基合金的化学成分及力学性能

代号	化学成分（质量分数,%）				热处理规范	力学性能		
	锌	铜	铝	镁		抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ (%)	硬度 HBW
62-1	92.12	3.42	3.56	0.04		268	1.6	124
62-2	91.97	3.64	3.53	0.04	铸造冷凝后，冷至250℃，再水冷，人工时效（118℃，10h）	278	0.83	108.5
					250℃硝盐炉加热 1h，淬火（水温54℃）自然时效 100h	267	0.88	118.3

（2）锌基合金的熔炼工艺　锌基合金的熔炼工艺有两种：直接熔炼法与中间合金熔炼法。直接熔炼法是将 Zn、Cu、Al 按其成分比例倒人坩锅直接进行熔炼的方法；中间合金熔炼法是先将铜、铝熔炼成中间合金，然后将锌与中间合金配制成锌合金。此方法可减少合金元素的氧化、烧损和金属熔液过热，便于控制合金化学成分，节约能源，缩短熔炼周期。

（3）模具用锌基合金特点

1）熔点低。熔点为380℃，可用简单设备和一般技术进行熔化，浇铸温度为 420~450℃，可用砂型、金属型进行铸造。

2）模具复制性好。

3）强度接近于低碳钢。

4）切削性能好，易于进行机械加工和修饰加工。

5）铸件气孔、针孔少，且可用气焊修补。

6）具有独特的润滑性和耐烧结性，用锌基合金（如拉深）冲压工件表面不易出现缺陷。

7）锌基合金可重熔再用，节约原材料，降低成本。

8）可用经过修整的凸模作型芯直接铸出高精度凹模。

9）冷固时产生收缩，铸造时可将需要镶入的钢制件直接铸入。

由于锌基合金具有上述特点，使锌基合金模设计简单、制造容易，不需要专门的模具加工设备，省工、省料、节省模具的储存面积。适用于制造中、小批量冲裁模、成形模、拉深模及弯曲模。作冲裁模时，凸模采用淬硬的模具用钢。

为弥补锌基合金硬度低的不足，可采用镀铬后再使用，使模具寿命显著提高。用锌基合金模具时要考虑坯料的种类和尺寸，在轻合金薄板拉深或成形时寿命可达 1 万件。

3. 铝青铜

在加工不锈钢、耐热钢等高韧性材料成形时，模具用钢易发生烧伤和擦伤，用铝青铜模具可防止此缺陷，因为铝青铜导热性好，能得到光滑的加工面，是摩擦热积蓄少的合金。

表 10-7 列出了铸造模具用铝青铜材料的化学成分和力学性能。

表 10-7　铸造模具用铝青铜的化学成分和力学性能

序号	化学成分（质量分数,%）						抗拉强度/MPa	伸长率（%）	硬度 HBW
	Cu	Al	Fe	Ni	Mn	杂质			
1	>78	8.0~11.0	2.5~6.0	1.0~3.0	<3.5	<0.5	>490	>20	>120
2	>78	8.5~11.5	2.5~6.0	2.5~6.0	<3.5	<0.5	>588	>15	>150

铝青铜铸造和机械加工较为困难，一般采用模具用钢制作凸模，铝青铜制作凹模。铝青铜模具在对钛、钽、钼等新材料的成形中效果较好。铝青铜模具寿命一般不超过 1 万次。

10.4.2　聚氨酯橡胶

聚氨酯橡胶具有硬度高、强度好、弹性高、高耐磨性、耐撕裂、耐老化、耐臭氧、耐辐射等优点，是一般橡胶所不能达到的。聚氨酯在冲模上除了用于卸料、脱件橡皮垫外，还在冲裁、弯曲、浅拉深及成形工序中得到了广泛应用。图 10-1 所示为聚氨酯橡胶的压缩特性曲线。图 10-2 所示为聚氨酯橡胶与普通橡胶所能承受的加载力比较图。

常用的几种聚氨酯橡胶的性能见表 10-8。聚氨酯橡胶硬度范围大，邵氏硬

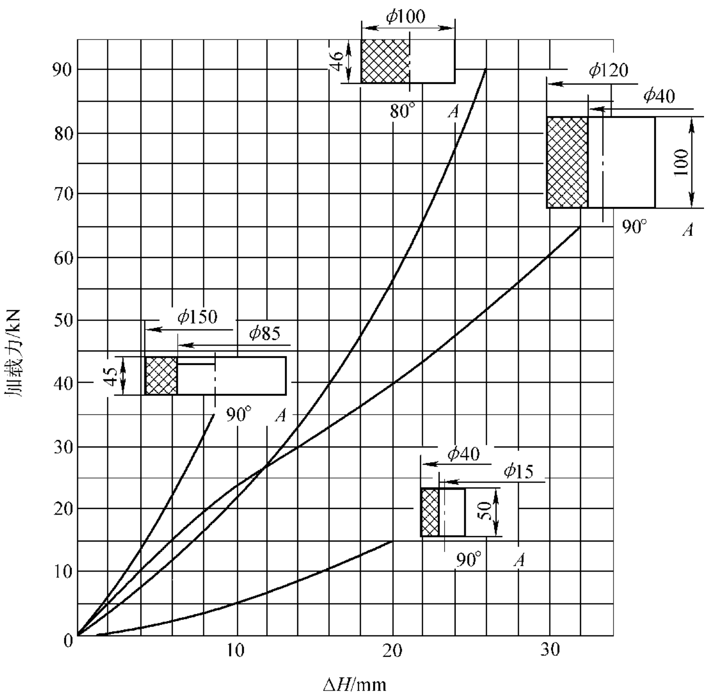


图 10-1 聚氨酯橡胶压缩特性曲线

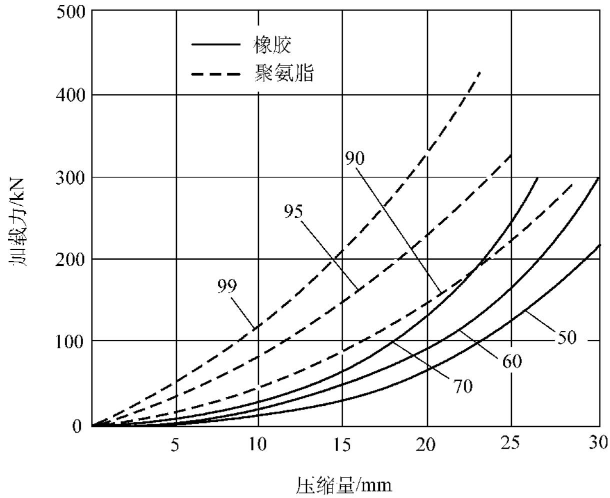


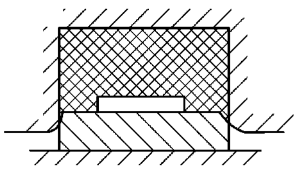
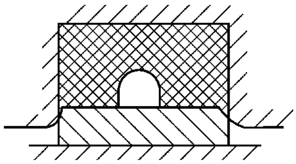
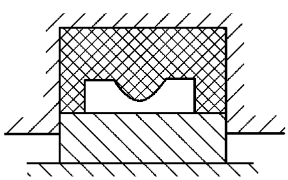
图 10-2 聚氨酯与普通橡胶所能承受的加载力比较（图中数字为邵氏硬度）

度在 20～80A。用于卸料橡胶垫的硬度一般可在 80～90A，在冲裁模中，以不小于 90A 为宜，冲压制件越软，橡胶硬度值应越大，而拉深、成形、弯曲时可选用硬度值小于 90A 的聚氨酯。各种冲压工序对聚氨酯性能的要求见表 10-9。

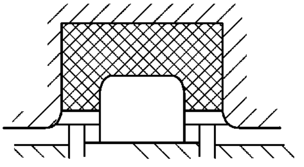
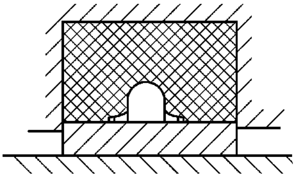
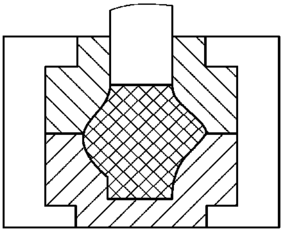
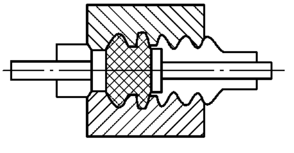
表 10-8　聚氨酯橡胶的性能指标

项　　目	统一标号（企业牌号）				
	A6（8260）	A7（8270）	A8（8280）	A9（8290）	A9（8295）
邵氏硬度/A	68 ±1	78 ±1	83 ±1	90 ±1	95 ±1
伸长率（%）	550	500	450	450	400
断裂强度/MPa	29.4	29.2	44.1	44.1	44.1
300%定伸抗拉强度/MPa	2.5	4.9	9.8	12.7	14.7
断裂永久变形（%）	8	8	12	15	18
阿克隆磨耗/（cm^3/1.51km）	0.1				
冲击回弹性（%）	15 ~20				
抗撕力/MPa	4.9	6.9	7.8	8.9	9.8
老化系数/100℃ ×72h	≥0.9				
脆性温度/℃	50			-40	
耐蚀性（煤油，室温，72h）增重率（%）	≤4			≤3	
适用范围	弯曲、胀形拉深率	弯曲、胀形模及卸料退料件的弹性元件		落料、精冲压边弹簧	薄软件无毛刺冲裁

表 10-9　冲压工序对聚氨酯性能的要求

工序名称	工 序 模	对聚氨酯性能要求		
		σ_b/MPa	δ（%）	硬度/A
切断、落料冲孔		20 ~30	≥300	80 ~95
弯曲成形		≥30	≥500	>70
按凹模拉深		≥30	≥500	<50

（续）

工序名称	工 序 模	对聚氨酯性能要求		
		σ_b/MPa	δ（%）	硬度/A
按凸模拉深（带活动压边圈）		>40	~700	~60
按凸模拉深（不带活动压边圈）		>40	600~650	≤50
空间零件成形		>10	~600	~50
复杂零件的局部连续成形		≥30	≥500	>60

第11章　量具用钢

11.1　量具用钢概述

在机械制造过程中使用的卡尺、千分尺、块规、塞规、样板等统称为量具，其应用十分广泛，它们具有以下性能：高的硬度和耐磨性，以防止使用中量具的磨损；高的尺寸稳定性。确保量具的形状和尺寸不变，以保证量具的精度。

量具用钢为碳的质量分数较高的过共析钢，确保其具有高的硬度和耐磨性，同时为了减小变形、增加尺寸稳定性，进一步提高耐磨性，钢中加入了一定数量的Cr、Mn、W等合金元素。常用的量具钢有低合金工具钢（CrMn、CrWMn等）、轴承钢（GCr15、GCr15SiMn等）和碳素工具钢（T10A、T12A等），需要注意的是碳素工具钢只适用于制造精度要求不高但使用频繁的样板、卡规等，低合金工具钢和轴承钢则制造精度高的量具。

普通量具的制造加工流程为：下料→锻造→球化退火→刨削加工→粗磨加工→铣削加工→半精磨加工→淬火+冷处理+回火→精磨→研磨时效处理→刻字→倒角→精研至尺寸。当然也应根据具体的量具制订加工路线。

11.1.1　量具工作条件及量具用钢性能要求

量具是用来度量工件尺寸的工具，如卡尺、块规、塞规及千分尺等。由于量具在使用过程中经常受到工件的摩擦与碰撞，而量具本身又必须具备非常高的尺寸精确性和恒定性。因此要求具有以下性能：

1）高硬度和高耐磨性。以此保证在长期使用中不致被很快磨损，而失去其精度。

2）高的尺寸稳定性。以保证量具在使用和存放过程中保持其形状和尺寸的恒定。

3）足够的韧性。以保证量具在使用时不致因偶然因素碰撞而损坏。

4）在特殊环境下具有耐蚀性。

11.1.2　常用量具用钢

1. 量具钢的化学成分特点

碳的质量分数一般在0.90%～1.50%之间，以保证得到很高的硬度和耐磨性。加入铬、钨、锰等合金元素，以便形成合金碳化物，可进一步提高钢的耐

磨性，增加淬透性，从而有利于减少淬火变形与应力，使马氏体分解的第二阶段向高温推移，以提高马氏体的稳定性。

2. 量具用钢的选择

量具用钢没有专用钢，根据量具的种类及精度要求，量具可选用不同的钢种：

1）形状简单、精度要求不高的量具，可选用碳素工具钢。如T10A、T11A、T12A。由于碳素工具钢的淬透性低，尺寸大的量具采用水淬会引起较大的变形。因此，这类钢只能制造尺寸小、形状简单、精度要求较低的卡尺、样板、量规等量具。

2）精度要求较高的量具如块规、塞规等，通常选用高碳低合金工具钢。如Cr2、CrMn、CrWMn及轴承钢GCr15等。由于这类钢是在高碳钢中加入Cr、Mn、W等合金元素，故可提高淬透性，减少淬火变形，提高钢的耐磨性和尺寸稳定性。

3）对于形状简单、精度不高、使用中易受冲击的量具，如简单平样板、卡规、直尺及大型量具，可采用渗碳钢15、20、15Cr、20Cr等。但量具须经渗碳、淬火及低温回火后使用。经上述处理后，表面具有高硬度、高耐磨性，心部保持足够的韧性。也可采用中碳钢50、55、60、65制造量具，但须经调质处理，再经高频淬火、回火后使用。亦可保证量具的精度。

4）在腐蚀条件下工作的量具可选用不锈钢4Cr13、9Cr18制造。经淬火、回火处理后可使其硬度达56～58HRC，同时可保证量具具有良好的耐蚀性和足够的耐磨性。

若量具要求特别高的耐磨性和尺寸稳定性，可选渗氮钢38CrMoAl或冷作模具钢Cr12MoV。

38CrMoAl钢经调质处理后精加工成形，然后再渗氮处理，最后需进行研磨。Cr12MoV钢经调质或淬火、回火后，再进行表面渗氮或碳氮共渗。两种钢经上述热处理后，可使量具具有高耐磨性、高耐蚀性和高尺寸稳定性。

11.2 量具用钢的热处理

量具用钢的热处理关键是要保证量具具有高的尺寸稳定性。淬火应力的松弛，马氏体的分解，残留奥氏体的转变，是引起量具在保存和使用过程中尺寸变化的因素。因此，一般量具热处理的特点是：淬火后进行深冷处理（温度在$-50\sim-80$℃），使残留奥氏体转变为马氏体，然后低温回火（150～160℃），以减少淬火应力，保证较高的硬度，并使淬火马氏体转变为回火马氏体。为使量具尺寸进一步稳定，在精磨后再进行一次时效处理。

1. 量具钢的热处理

量具钢热处理的主要特点是在保持高硬度与高耐磨性的前提下，尽量采取各种措施，使量具在长期使用中保持尺寸稳定。量具在使用过程中随时间延长而发生尺寸变化的现象称为量具的时效效应。这是因为：

1）用于制造量具的过共析钢，在淬火后含有一定数量残留奥氏体，残留奥氏体变为马氏体引起体积膨胀。

2）量具钢中马氏体在使用中继续分解，正方度降低引起体积收缩。

3）残余内应力的存在和重新分布，使弹性变形部分地转变为塑性变形，引起尺寸变化。

因此，在量具的热处理中，应针对上述原因采用如下热处理措施：

1）调质处理。其目的是获得回火索氏体组织，以减少淬火变形和降低机械加工的表面粗糙度。

2）淬火和低温回火。量具钢为过共析钢。通常采用不完全淬火加低温回火处理，在保证硬度的前提下，尽量降低淬火温度并进行预热，以减少加热和冷却过程中的温差及淬火应力。量具的淬火方式为油冷（20～30℃），不宜采用分级淬火和等温淬火。只有在特殊情况下才予以考虑。一般采用低温回火，回火温度为150～160℃，回火时间不应小于4～5h。

3）冷处理。高精度量具在淬火后必须进行冷处理。以减少残留奥氏体量。从而增加尺寸稳定性。温度一般为－70～－80℃，并在淬火冷却到室温后立即进行，以免残留奥氏体发生陈化稳定。

4）时效处理。为了进一步提高尺寸稳定性，淬火、回火后，再于120～150℃进行24～36h时效处理，这样可消除残余内应力，大大增加尺寸稳定性而不降低其硬度。

量具钢热处理时，除进行一段过共析钢的正常热处理（不完全淬火＋低温回火）之外，还需要有三个附加热处理工序，即淬火前进行调质处理、正常淬火处理之间的、正常热处理后的时效处理。

2. 量具用钢热处理操作注意事项

1）9SiCr、Cr2钢脱碳敏感性强，淬火加热前，盐浴要校正捞渣，最好使氧化钡质量分数小于0.3%。

2）淬火冷却方法可参考碳素工具钢。该类钢淬透性比碳钢好，分级淬火温度一般为150～200℃，可以用硝盐或用碱浴。分级停留时间按1min/5mm计算，分级淬火后再空冷。

3）在等温淬火时，等温温度在 Ms 以上10～20℃，等温时间控制在30～45min。

4）淬火与回火之间的时间间隔不准超过2h，否则零件容易引起开裂。

5）形状简单的零件，等温淬火后可以不回火；形状复杂零件要回火，回火温度取下限。

6）有回火脆性的钢，回火后油冷。

7）刀具的刃部和柄部硬度要求不一致时的处理方法：

① 刃部同柄部同时加热，淬火时柄部不下油空冷。

② 柄部后浸入盐浴加热，然后一起入油冷却。

③ 整体加热淬火，然后柄部快速回火。其方法是：600℃硝盐炉加热20～40s油冷；820～840℃盐炉加热8～20s，再在150～160℃硝盐中冷却30s以上；用高频快速加热退火，然后水冷。

④ 刃部先加热，待加热时间达3/5时，再全部入盐炉加热，加热完毕整体入硝盐冷却。

8）刀具加热和冷却都要垂直，最好用专门夹具。淬火操作要平稳且迅速。

9）尺寸小的刀具，应选用淬火加热温度下限，反之取上限。

10）刃具表面粗糙度要求较小时，预热处理还可以用调质代替退火：

调质规范推荐如下：

9SiCr钢：880～900℃淬火，680～700℃回火。

Cr06钢：800～820℃淬火，660～680℃回火。

第12章 高 速 钢

12.1 高速钢概述

高速钢又名风钢或锋钢，淬火时在空气中冷却也能硬化。它是一种成分复杂的合金钢，含有钨、钼、铬、钒等碳化物形成元素，合金元素总质量分数达10%～25%。它在高速切削产生高热情况下（约500℃）仍能保持高的硬度（60HRC以上），即热硬性。而碳素工具钢经淬火和低温回火后，在室温下虽有很高的硬度，但当温度高于200℃时，硬度便急剧下降，在500℃时硬度已降到与退火状态相似的程度，完全丧失了切削金属的能力，这就限制了碳素工具钢制作切削工具用。高速钢由于热硬性好，弥补了碳素工具钢的致命缺点，可以用来制造切削工具。

12.1.1 高速钢的生产制造方法

高速钢通常采用电炉生产，近年来曾采用粉末冶金方法生产高速钢，使碳化物呈极细小的颗粒均匀地分布在基体上，提高了使用寿命。

高速钢一般不做抗拉强度检验，而以金相、硬度检验为主。钨系和钼系高速钢经热处理，硬度高达63HRC以上。材料经酸浸低倍组织不得有肉眼可见的缩孔、翻皮、中心疏松。一般疏松应小于1级。

金相检验内容主要包括：脱碳层、显微组织和碳化物不均匀度3个项目。高速钢不应有明显脱碳现象。显微组织不得有鱼骨状共晶莱氏体存在。高速钢中碳化物不均匀度对质量影响最大，目前冶金和机械部门对碳化物不均匀度的级别十分重视。根据钢的不同用途可对碳化物不均匀度提出不同的级别要求，通常情况下应小于3级。

包装：成捆交货，用铁丝捆扎，并有标牌标明炉号、规格等印记。但对冷轧钢还要涂防锈油，并用防潮纸包裹，对银亮钢还应装箱。

高速钢的主要应用领域是机械和工具制造业，近几年来机械加工采用了高速度的数控机床，例如加工中心、车削中心等，金属切削速度越来越快，要求刀具必须具有高速使用性能，即热硬性、耐磨性、冲击韧性要好。

高速钢热处理工艺较为复杂，必须经过退火、淬火、回火等一系列过程。

退火的目的是消除应力，降低硬度，使显微组织均匀，便于淬火。退火温度一般为860～880℃。淬火时由于它的导热性差，一般分两阶段进行退火，

先在800~850℃预热（以免引起大的热应力），然后，迅速加热到淬火温度1220~1250℃，后油冷。工厂均采用盐炉加热。淬火后因内部组织还保留一部分（约30%）残留奥氏体，影响了高速钢的性能。为使残留奥氏体转变，进一步提高硬度和耐磨性，一般要进行2~3次回火，回火温度560℃，每次保温1h。

12.1.2 高速钢的用途

制造各种切削工具，如车刀、钻头、滚刀、机用锯条及高要求模具、精密零件、复杂零件、成形加工零件等。对于制造形状复杂、磨削困难的刀具，如拉刀、剃齿刀、插齿刀等，高速钢始终处于主导地位。特别是要求刀具具备高韧性时，非高速钢莫属。

我国主要从日本、俄罗斯、德国、巴西等国进口。

高速钢规格主要有圆钢和方钢，钢材的表面要加工良好，不得有肉眼可见的裂纹、折叠、结疤和发纹。冷拔钢材表面应洁净、光滑、无夹杂和氧化皮等。

12.1.3 常用高速钢材料性能

常用高速钢材料性能见表12-1。

表12-1 常用高速钢材料性能

高速钢牌号			淬、回火硬度HRC	抗弯强度/MPa	冲击韧度/（MJ/m²）	600℃下的硬度HRC
中国牌号	习惯名称	相似ISO牌号				
W18Cr4V	T1	HS18-0-1	62~65	3430	0.29	50.5
W6Mo5Cr4V2	M2	HS6-5-2	63~66	3500~4000	0.30~0.40	47~48
W9Mo3Cr4V			64~66	4000~4500	0.35~0.40	
W6Mo5Cr4V3	M3	HS6-5-3	65~67	3200	0.25	51.7
W6Mo5Cr4V2Co5		HS6-5-2-5	65~66	3000	0.30	54
W10Mo4Cr4V3Co10		HS10-4-3-10	67~69	2350		55.5
W2Mo9Cr4V2Co8		HS2-9-2-8	66~68	2700~3800	0.23~0.35	55
W7Mo4Cr4V2Co5	M41	HS7-4-2-5	66~68	2500~3000	0.23~0.35	54
W12Cr4VCo5		HS12-0-1-5	66~68	3000	0.25	54
W6Mo5Cr4V2Al	501钢		66~69	3000~4100	0.25~0.30	55~56
110W1.5Mo9.5Cr4VCo8	M42		67~69	2650~3730	0.23~0.29	55.2
W10Mo4Cr4VAl	5F6钢		68~69	3010	0.20	54.2

常用高速钢的牌号、化学成分、热处理及用途见表12-2。

表 12-2　常用高速钢的牌号、化学成分、热处理及用途

牌号	化学成分（质量分数,%）					热处理				应用
	C	Cr	W	V	Mo	淬火温度/℃	HRC	回火温度/℃	HRC	
W18Cr4V	0.70～0.80	3.80～4.40	17.50～19.00	1.00～1.40	≤0.30	1260～1280 油	≥63	550～570（三次）	63～66	制作中速切削用车刀、刨刀、钻头、铣刀等
W6Mo5Cr4V2	0.80～0.90	3.80～4.40	5.50～6.75	1.75～2.20	4.50～5.50	1220～1240 油	≥63	540～560（三次）	63～66	制作要求耐磨性和韧性相配合的中速切削刀具，如丝锥、钻头等
W9Mo3Cr4V	0.77～0.87	3.80～4.40	8.50～9.50	1.30～1.70	2.70～3.30	1210～1230	≥63	540～560（三次）	≥63	通用型高速钢

12.1.4　注意事项

检验高速钢碳化物不均匀度与试样腐蚀时间有关。实践证明，如果发生了过腐蚀，就会将碳化物染黑，表现出不均匀程度改善的假相，就可能将质量不好的高速钢误判为优质钢。

高速钢按化学成分可分为普通高速钢及高性能高速钢，按制造工艺可分为熔炼高速钢及粉末冶金高速钢。

1. 普通高速钢

普通高速钢可满足一般需求。常见的普通高速钢有两种：钨系高速钢和钨钼系高速钢。

（1）钨系高速钢　典型牌号为 W18Cr4V，热处理硬度可达 63～66HRC，抗弯强度可达 3500MPa，磨削性好。

（2）钨钼系高速钢　典型牌号为 W6Mo5Cr4V2，具有碳化物细小，分布均匀，耐磨性高，成本低等优点，脱碳敏感性稍强，目前正在取代钨系高速钢。热处理硬度可达 63～66HRC，抗弯强度达 4700MPa，韧性及热塑性比 W18Cr4V 提高 50%。常用于制造各种工具，例如钻头、丝锥、铣刀、铰刀、拉刀、齿轮刀具等，可以满足加工一般工程材料的要求。

W9Mo3Cr4V 钢强度及热塑性略高于 W6Mo5Cr4V2，硬度为 63～64HRC，与韧性相配合，容易轧制、锻造，热处理工艺范围宽，脱碳敏感性小，成本更低。

2. 高性能高速钢

高性能高速钢具有更好的硬度和热硬性，这是通过改变高速钢的化学成分，提高性能而发展起来的新品种。它具有更高的硬度、热硬性，切削温度达 650℃

时，硬度仍可保持在60HRC以上。耐用性为普通高速钢的1.5～3倍，适用于制造加工高温合金、不锈钢、钛合金、高强度钢等难加工材料的刀具。

主要品种有4种，分别为高碳系高速钢、高钒系高速钢、钴系高速钢和铝高速钢。

（1）高碳系高速钢　牌号为9W18Cr4V，因碳的质量分数高（0.9%），故硬度、耐磨性及热硬性都比较好。用其制造的刀具在切削不锈钢、耐热合金等难加工材料时，寿命显著提高，但其抗弯强度为3000MPa，冲击韧度较低，热处理工艺要求严格。

（2）高钒系高速钢　牌号有W12Cr4V4Mo及W6Mo5Cr4V3（美国牌号M3），钒的质量分数达3%～4%，使耐磨性大大提高，但随之带来的是可磨性变差。高钒系高速钢的使用及发展还需要依赖于磨削工艺及砂轮技术的发展。

（3）钴系高速钢　牌号有W2Mo9Cr4VCo8（美国牌号M42）。其特点为：钒的质量分数不高（1%），钴的质量分数高（8%），钴能促使碳化物在淬火加热时更多地溶解在基体内，利用高的基体硬度来提高耐磨性。这种高速钢硬度、热硬性、耐磨性及可磨性都很好。热处理硬度可达67～70HRC，但也有采取特殊热处理方法，硬度67～68HRC，使其切削性能（特别是间断切削）得到改善，提高冲击韧度。钴高速钢可制成各种刀具，用于切削难加工材料，又因其磨削性能好，可制成复杂刀具，国际上使用很普遍。但中国钴资源缺乏，钴系高速钢价格昂贵，为普通高速钢的5～8倍。

（4）铝高速钢　牌号为W6Mo5Cr4V2Al、W6Mo5Cr4V5SiNbAl等，主要加入铝、硅、铌元素，来提高热硬性、耐磨性，适合中国资源情况，价格较低。热处理硬度可达到68HRC，热硬性也不错。但是这种钢易氧化及脱碳，可塑性、可磨削性稍差。国际市场上高性能高速钢使用量已经超过普通高速钢25%～30%。

按照通常的国际标准，只有钴的质量分数在2%以上的高速钢才称为高性能高速钢，代号为HSS-E。其他如铝高速钢等，虽然性能较普通高速钢有所提高，但尚未有证据表明可以达到钴系高速钢的同等性能。

3. 粉末冶金高速钢

粉末冶金高速钢性能优于熔炼高速钢，用高压氩气或氮气雾化熔融高速钢液，得到细小高速钢粉末，筛选后为0.4mm以下的颗粒；在真空（5Pa）状态下，密闭烧结达到密度65%；再在1100℃高温、300MPa高压下制成密度100%的钢坯，然后锻轧成钢材，这样有效地解决了熔炼高速钢在铸锭时要产生粗大碳化物偏析的问题，而它无论截面多大，其碳化物级别均为一级。碳化物晶粒极细，小于0.002mm，而熔炼高速钢碳化物晶粒为0.008～0.02mm。

CPMT15粉末冶金高速钢的强度、韧度分别是相同化学成分熔炼高速钢的2

倍及 2.5 倍。尽管含钒量（体积分数）达 5%，但由于碳化物晶粒细，可磨削性依然很好，高温硬度也比熔炼高速钢提高 0.5～1HRC。

物理力学性能高度各向同性，淬火变形小，碳化物颗粒均匀分布的表面较大，不易从刀具的切削刃上剥落，小尺寸刀具耐磨性提高 1.5～2 倍，大尺寸刀具提高 20%～30%。

粉末冶金高速钢力学性能良好，适合于制造间断切削条件下易崩刃刀具；强度高而切削刃又必须锋利的刀具，如插齿刀、滚刀、铣刀；高压动载荷下使用的刀具。

粉末冶金高速钢的碳化物偏析小，晶粒细，磨削性好，适合制造大尺寸刀具、精密刀具、复杂刀具。这类材料的高温热硬度高，又适合制造难加工材料所用的刀具。

粉末冶金高速钢生产过程复杂，造价高，国内钢厂提供的品种较少，市场用量也很少。国际上著名钢厂如美国 Crucible 公司已可提供近二十种粉末冶金高速钢，日本神户制钢所、日立金属公司均可提供近十种粉末冶金高速钢，供应量也在迅速增长。日本著名的 OSG 公司用粉末冶金高速钢制造了钻头、铣刀、丝锥，NACHI 公司制造了滚刀、插齿刀、剃齿刀。相信粉末冶金高速钢将会得到更广泛的应用，为金属加工业带来新发展。

12.2 高速钢的性能及热处理

12.2.1 高速钢的性能

由于对钢件进行高速切削时，使用温度在 500～600℃，故高速钢实际上是一种热强钢，即高速钢基体有一定的热强性，而合金元素 Cr、W、Mo 在高温下固溶强化效果显著，使基体有一定的热强性。

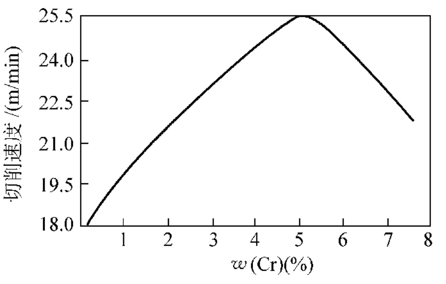


图 12-1 铬对焊 C0.7%、W18%、V1.0% 钢切削速度的影响

Cr 可提高钢的淬透性与耐磨性，使高速钢在切削过程中的抗氧化作用增强，形成较多致密的氧化膜，并减少粘刀现象，从而使刀具的耐磨性与切削性能提高（图 12-1）。

有些高速钢中加入 Co 元素可显著提高钢的热硬性，如 W2Mo10Cr4Co8（美国 M42）钢在 650～660℃ 时仍具有很好的热硬性。Co 虽然不是碳化物形成元素，但在退火状态下大部分 Co 处于 α-Fe 中，在碳化物 MoC 中仍有一定的溶解度；可提高高速钢的熔点，从而使淬火温度提高，使奥氏体中溶解更多的 W、

Mo、V 等合金元素，可强化基体；Co 可促进回火对合金碳化物的析出，还可以起减慢碳化物长大的作用。因此 Co 可通过细化碳化物而使钢的二次硬化能力和热硬性提高；Co 本身可形成 CoW 金属间化合物，产生弥散强化效果，并能阻止其他碳化物聚集长大。

图 12-2 中表示了不同钴含量对高速钢回火硬度的影响。

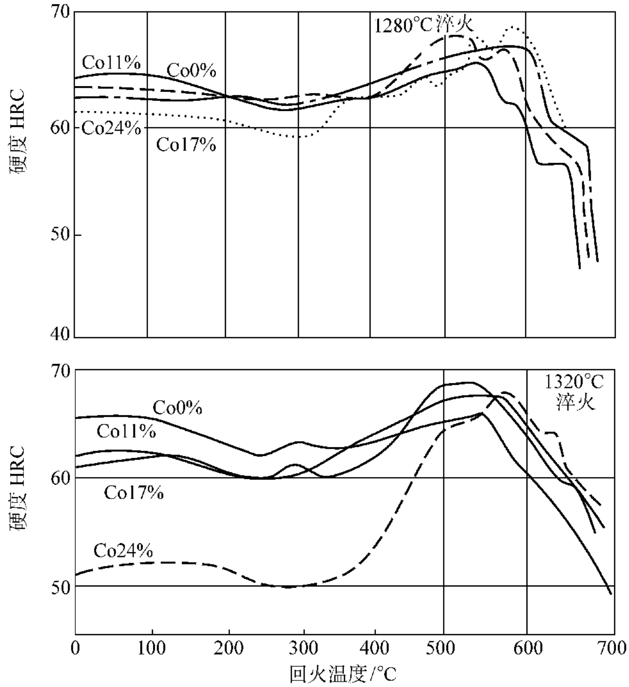


图 12-2　不同钴含量对高速钢回火硬度的影响

成分特点决定了高速钢在一定的热处理工艺条件下，淬透性好、耐磨性及热硬性高。

12.2.2　高速钢的铸态组织及其压力加工

高速钢在成分上差异较大，但主要合金元素大体相同，所以其金相组织也很相似。以 W18Cr4V 钢为例，当钢接近平衡冷却时，其在室温下的平衡组织为索氏体 + 珠光体 + 碳化物。但在实际生产中，高速钢铸件冷却速度较快，无法得到上述平衡组织。这样，高速钢的铸态组织由鱼骨状莱氏体、黑色组织 δ 共析体及马氏体加残留奥氏体所组成。

高速钢的铸态组织中出现莱氏体，故又称高速钢为莱氏体钢。

高速钢铸态组织中的碳化物含量多达 18% ~27% （质量分数），且分布极不

均匀。虽然铸锭组织经过开坯和轧制，但碳化物的不均匀性仍非常显著。这种不均匀性对钢的力学性能和工艺性能及所制工具的使用寿命均有很大影响。

12.2.3　高速钢的热处理

高速钢的热处理包括：机械加工前的球化退火处理和成形后的淬火、回火处理。

1. 高速钢球化退火

高速钢锻造以后必须经过球化退火。其目的不仅在于降低钢的硬度，以利于切削加工，而且也为以后的淬火做好组织准备。另外，返修工件在第二次淬火前也要进行球化退火。否则，第二次淬火加热时，晶粒将过分长大而使工件变脆。

退火加热温度一般在 Ac_1 +30～60℃。W18Cr4V 钢的 Ac_1 在 820～840℃之间，所以退火温度应选在 860～880℃范围内。W6Mo5Cr4V2 钢的 Ac_1 相对偏低，取下限温度即可。

退火保温时间不宜过长，一般为 2～4h，当装炉量较多时可适当延长 5～6h。W18Cr4V 钢的保温时间不能超过 6h，时间过长会降低钢的热硬性。

高速钢退火后的组织为索氏体+碳化物，其硬度为 207～255HBW。

2. 高速钢淬火

高速钢的热处理工艺曲线如图 12-3 所示。高速钢的淬火工艺比较特殊：即经过两次预热、高温淬火，然后再进行三次高温回火。

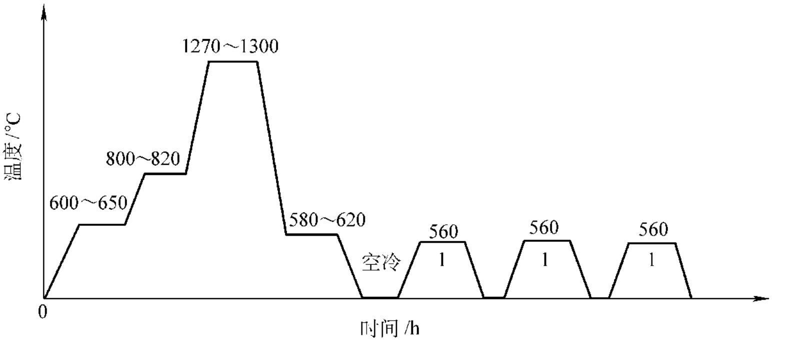


图 12-3　W18Cr4V 钢热处理工艺曲线

高速钢淬火时进行两次预热，其原因在于：

1）高速钢中含有大量合金元素，导热性较差、如果把冷的工件直接放入高温炉中，会引起工件变形或开裂，特别是对大型复杂工件则更为突出。

2）高速钢淬火加热温度大多数在 1200℃以上，如果先预热，可缩短在高温处理停留的时间，这样可减少氧化脱碳及过热的危险性。

高速钢第一次预热温度在 600 ~ 650℃，可烘干工件上的水分；第二次预热温度在 800 ~ 820℃，使索氏体向奥氏体的转变可在较低温度内发生。

高速钢中含有大量难溶的合金碳化物，淬火加热温度必须足够高才可使合金碳化物溶解到奥氏体中。淬火之后马氏体中的合金元素含量才足够高。而只有合金元素含量高的马氏体才具有高的热硬性。

对高速钢热硬性影响最大的合金元素是 W、Mo 及 V，只有在 1000℃以上时，其溶解量才急剧增加；当温度超过 1300℃时，各元素溶解量虽有增加，但奥氏体晶粒急剧长大，甚至在晶界处发生熔化现象，致使钢的强度、韧度下降。所以，在不发生过热的前提下，高速钢淬火温度越高，其热硬性越好，在生产中常以淬火状态奥氏体晶粒的大小来判断淬火加热温度是否合适。对高速钢来说，合适的晶粒度为 9.5 ~ 10.5 级。

淬火冷却通常在油中进行。但对形状复杂、细长杆状或薄片零件可采用分级淬火和等温淬火等方法。分级淬火后使残留奥氏体量增加 20% ~ 30%，使工件变形、开裂倾向减小，使强度、韧度提高。油淬及分级淬火后的组织为马氏体 + 碳化物 + 残留奥氏体，如图 12-4、图 12-5 所示。

等温淬火与分级淬火相比，其主要淬火组织中除马氏体、碳化物、残留奥氏体外，还有下贝氏体。等温淬火可进一步减小工件变形，并提高韧度。

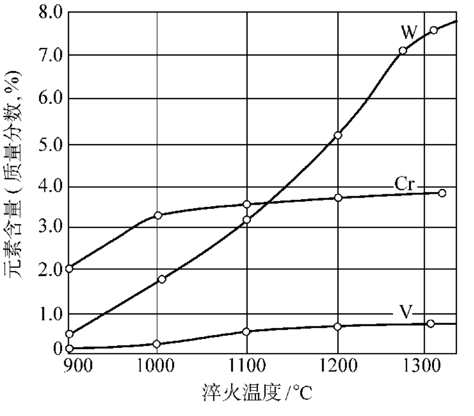
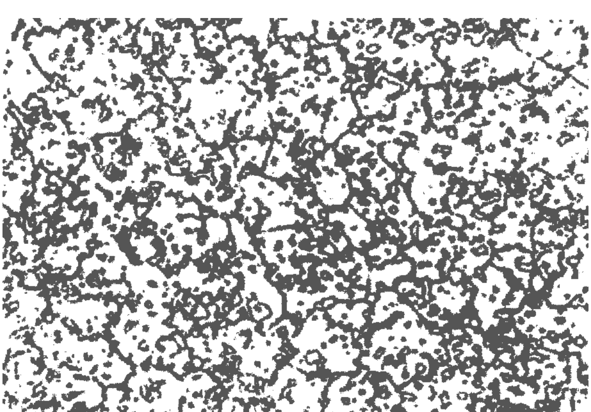


图 12-4　W18Cr4V 钢中固溶体成分与淬火温度的关系


图 12-5　W18Cr4V 钢淬火组织

在分级淬火的分级温度停留时间不宜太长，否则二次碳化物可能大量析出。等温淬火所需时间较长，随等温时间不同，所获贝氏体量不同，在生产中通常只能获得40%的贝氏体，而等温时间过长可大大增加残留奥氏体量。这需要在等温淬火后进行冷处理或采用多次回火来消除残留奥氏体，否则将会影响回火硬度及热处理质量。

3. 高速钢回火

为消除淬火应力，稳定组织，减少残留奥氏体量，达到所需要的性能，高速钢一般要进行3次560℃高温回火处理。高速钢的回火转变比较复杂，在回火过程中马氏体和残留奥氏体发生变化，过剩碳化物在回火时不发生变化。

高速钢在热处理操作时，必须严格控制淬火加热及回火温度，淬火、回火的保温时间，淬火、回火的冷却方法。上述工艺参数控制不当，易产生过热、过烧、萘状断口、硬度不足及变形开裂等缺陷。

12.2.4 高速钢系列的演变

目前国内外高速钢的种类约有数十种，按其所含合金元素的不同，可分为三个基本系列，即W系、Mo系和W-Mo系。W系高速钢以W18Cr4V为例。W18Cr4V钢具有很高的热硬性，可以制造在600℃以下工作的工具。但在使用中发现W系高速钢的脆性较大，易于产生崩刃现象，其主要原因是碳化物不均匀性较大所致，为此，相应发展了Mo系高速钢。从保证热硬性角度看，Mo与W的作用相同。Mo系高速钢是以Mo为主要合金元素，常用钢种有M1和M10。Mo系高速钢具有碳化物不均匀性小和韧性较高的优点，但又存在两大缺点限制了它的应用：一是脱碳倾向性较大，故对热处理保护要求较严；二是晶粒长大倾向性较大，易于过热，故应严格控制淬火加热温度，淬火加热温度为1175～1220℃（W系高速钢淬火温度为1250～1280℃）。

1. 特殊用途的高速钢

（1）高钒高速钢　高钒高速钢主要是为适应提高耐磨性的需要而发展起来的。最早形成9Cr4V2钢，为了进一步提高钢的热硬性和耐磨性而形成了高碳高钒高速钢，如W12Cr4V4Mo及W6Mo5Cr4V3。增加V含量会降低钢的磨削性能，但却使高钒钢应用受到一定限制。

通常含V（质量分数）约3%的钢，尚可允许制造较复杂的刃具；而含V量（质量分数）为4%～5%时，则宜制造形状简单或磨削量小的刃具。

（2）高钴高速钢　为提高热硬性而发展了含Co高速钢。通常在高钴高速钢中含有Co5%～12%（质量分数），如W7Mo4Cr4V2Co5、W2Mo9Cr4VCo8等。但随着Co含量的增加，会使钢的脆性及脱碳倾向性增大，故在热处理及使用过程中应予以注意。例如含Co10%（质量分数）的钢不适宜于制造形状复杂的薄刃

工具。

（3）超硬高速钢　超硬高速钢是为了适应加工难切削材料（如耐热合金等）的需要，在综合高碳高钒高速钢与高碳高钴高速钢优点的基础上发展起来的。这种钢经过热处理后硬度可达68～70HRC，具有很高的热硬性与切削性能，典型钢种为美国的M42（W2Mo10Cr4VCo8）和M44（W6Mo5Cr4V2Co12）等。

2. 发挥高速钢性能潜力的途径

（1）提高碳含量　近年来世界各国都普通趋向提高高速钢的碳含量，其目的是增加钢中碳化物含量，以获得最大的二次硬化效应。但碳含量过高会增加碳化物的不均匀性，使钢的塑性、韧性下降，还会导致钢的熔点降低，碳化物聚集长大倾向性增大，对钢的组织和性能不利。

自20世纪70年代以来提出用平衡碳理论来计算高速钢的最佳碳含量。例如，W18Cr4V钢碳的质量分数为0.7%～0.8%，按平衡碳理论计算，其碳的质量分数应提高至0.9%～1.0%，淬火、回火后其硬度才达到67～68HRC，625℃回火时其热硬性提高3HRC。

（2）进一步细化碳化物　细化碳化物可提高韧性，防止崩刃，是充分发挥高速钢性能潜力的重要方法。除了在生产中采用锻、轧方法外，还可采用以下措施：

1）改进冶炼、浇注工艺，以减少碳化物偏析。如生产上采用电渣重熔可以显著细化莱氏体共晶组织，改善钢中碳化物不均匀性。在浇注工艺上宜采用200～300kg小锭，使钢液凝固速度加快，以减少钢锭中的宏观液析。

2）采用粉末冶金方法，从根本上消除莱氏体共晶组织，彻底解决高速钢中碳化物不均匀性。采用这种方法可以得到极为细小的碳化物（$<1\mu m$），而且分布均匀。与普通方法生产的高速钢相比，这种方法可提高钢的韧性与热硬性，但粉末冶金生产高速钢的主要缺点是成本高、质量不稳定。

（3）表面处理工艺的应用　为了进一步提高高速钢的切削能力，在淬火、回火后还可进行表面处理，例如蒸汽处理、低温碳氮共渗、软氮化、硫氮共渗，或采用硫氮共渗-蒸汽处理的复合工艺等。

高速钢的表面处理是在最终热处理后进行的，故表面处理温度不应超过回火温度，以免使刃具软化；同时因刃具已成形，故应防止刃具发生变形。目前国外已研究探索出新的合金化方案，当前已在生产中形成初见成效的两个方向是：

1）低碳高速钢（M60～M67）。这种钢是采用含Co超硬高速钢的合金成分，将碳含量降至0.2%（质量分数）左右，通过渗碳及随后的淬火、回火，使表层达到超高硬度（70HRC），故又称为渗碳高速钢。

2）无碳的时效型高速钢。这种钢是在高W、高Mo的基础上，加入15%

（质量分数）以上的 Co，甚至高达 25%（质量分数）的 Co，经固溶处理加时效处理后，硬度可达 68～70HRC，它的热硬性比一般高速钢高 100℃，比含 Co 超硬型高速钢高 50℃以上。经上述处理后可使工具的切削性能、高温强度及耐磨性发生重大变化。

1975 年，有人提出，含有低碳[w(C)＝0.1%]、高 W[w(W)≈20%]、高钴[w(Co)＝25%]的高速钢，在 600～650℃回火时，析出（Fe、Co)$_7$W$_6$ 型金属间化合物，当温度上升到 650～670℃时，其硬度可达 68HRC，在 720℃回火时，硬度仍保持 60HRC。

此类型高速钢在切削钛合金时，其寿命比 W18Cr14V 高出 20～30 倍。

目前高速钢的使用范围已经超出了切削工具范围，已在模具方面发挥作用。

第 13 章　硬质合金与钢结硬质合金

13.1　硬质合金

硬质合金是用难熔高硬度碳化物粉末与少量粘接剂粉末混合后加压成形，再经烧结而成的粉末冶金材料。难溶金属碳化物如 WC、TiC、NbC、TaC、VC 等具有高硬度、高熔点的性质，硬质合金正是以这些难熔金属碳化物为基体和硬质相，以 Co 或 Ni 为粘结相，采用粉末冶金方法生产而成的多相组合材料。

1. 硬质合金的特性

硬质合金硬度高，常温下硬度可达 85～95HRA；热硬性高，可达 900～1000℃；耐磨性好，可切削 50HRC 左右的硬质材料；抗压强度高，如 YG6 类硬质合金的抗压强度可达到 4510MPa，但抗弯强度低，脆性大；硬质合金的冲击韧度很低，并随硬质合金中 Co 含量增加及 WC 晶粒增大而提高；耐蚀性和抗氧化性良好；线膨胀系数小，导热性差，有利于硬质合金与钢的焊接；密度一般在 6.0～16.0g/cm^3 之间，一般可根据其密度确定硬质合金的化学成分及牌号。

由于硬度高，加工较困难，硬质合金材料只能采用电加工（如电火花、线切割、电解磨削等）或砂轮磨削的特殊方法进行加工，而且一般将硬质合金制件钎焊、粘结或机械夹固在模具上使用，切削和磨削采用高硬度硬质合金刀具和金刚石磨具加工。因此，只能制造小型的、形状简单的模具零件或镶块，不需热处理，所以，加工成形的模具不存在尺寸和硬度等变化问题。但如果使用不当，将会造成严重浪费。

硬质合金中碳化物含量越多，钴含量越少，则合金硬度、热硬性、耐磨性越高，但强度、韧度越低。YG 类合金适宜于加工脆性材料，而 YT 类合金适宜于加工塑性材料。同类合金中钴含量高的适用于粗加工，钴含量低的适用于精加工。

硬质合金可用于制造冷作模具，如冷拉模、冷冲模、冷挤压模、冷镦模和精轧辊等。其中 YG 类适用于拉深模，YG6、YG8 适用于小拉深模，YG15 适用于大拉深模和冲压模具。

2. 金属陶瓷硬质合金

制造模具用的硬质合金通常是金属陶瓷硬质合金，此类合金是将高熔点、高硬度的金属碳化物粉末（如 WC、TiC 等）和粘结相（Co、Ni 等）混合后，加压成形，再经烧结而形成的一种多相组合粉末冶金材料。根据金属碳化物种

类通常将其分为钨钴类（YG）硬质合金和钨钴钛类（YT）硬质合金等。冲模常采用钨钴类硬质合金（YG）制作。表 13-1 是钨钴类（YG）硬质合金的成分和性能。

表 13-1 钨钴类硬质合金的成分和性能

牌号	成分（质量分数,%）		力学性能					
	W	Co	硬度 HRC	抗弯强度/MPa	抗压强度/MPa	弹性模量/GPa	冲击韧度/(J/cm^2)	密度/(g/cm^3)
YG8	92	8	89	1500	4470		2.5	14.4～14.8
YG15	85	15	87	2000	3660	540	4.0	13.9～14.2
YG20	80	20	85.6	2600	3500	500	4.8	13.4～13.7
YG25	75	25	84.5	2700	3300	470	5.5	12.9～13.2

金属陶瓷硬质合金具有高的硬度、抗压强度、耐磨性，脆性大，不能进行锻造和热处理。主要用来制作多工位级进模，大直径拉深凹模的镶块。

硬质合金与其他模具钢比较，具有更高的硬度和耐磨性，但抗弯强度和韧性差，所以，一般都选用钴含量多、冲击韧度大的牌号。对冲击大、工作压力大的模具，如冷挤压模可选用钴含量较高的 YG20、YG25 等牌号；YG15、YG20 用于冲裁模；YG6、YG8、YG11 用于拉深模。采用硬质合金比一般工具钢制模具寿命可高出 5～100 倍。

13.2 钢结硬质合金

钢结硬质合金是以碳化物为硬质相，以钢为粘结相，用粉末冶金方法制成。这种合金用铁及其他合金元素粉末或高速钢粉末代替钴粉作粘结剂，碳化物粉末的比例比一般硬质合金少得多，大约为 30%，其热硬性、耐磨性比一般硬质合金差，但比高速钢好，而韧性比一般硬质合金强，可进行冷热加工及热处理。钢结硬质合金经退火后，可进行切削加工，经淬火、回火后，具有相当于硬质合金的高硬度和耐磨性，一定的耐热、耐蚀和抗氧化性，也可进行焊接和锻造。

钢结硬质合金经球化退火后供应。常用的结硬质合金牌号有 GT35、TLW50、TLMW50、GW50 和 DT 等。

13.2.1 钢结硬质合金的特性

钢结硬质合金性能介于钢与硬质合金之间，它既有高强韧性，又可进行各种机械加工及热加工，并具有硬质合金的高硬度，经淬火、回火后硬度可高达 68～73HRC，耐磨性好。但钢结硬质合金价格贵，韧性差，因此宜以镶嵌件形

式在模具中使用。

在钢结硬质合金中，硬质相颗粒的大小、分布、形态与工件韧性密切相关。碳化物相越少，韧性越好，但碳化物相的体积分数不得低于30%，否则会降低钢结硬质合金的耐磨性，在硬质相碳化钛系钢结硬质合金（如TLMW50）中，碳化钛颗粒细而圆整；在碳化钨系钢结硬质合金（如GT35）中，硬质相碳化钨颗粒多成尖角形，晶体之间易产生搭桥现象，严重时甚至毗连成片，使合金脆化，机械加工困难。但是，碳化钨系钢结硬质合金生产工艺简单，发展较快。

13.2.2 钢结硬质合金的工艺性能

1. 钢结硬质合金的热加工

钢结硬质合金具有可锻性，经过锻造成形，可提高合金密度，改善硬质相分布，减少碳化物偏析。

钢结硬质合金的可锻性，取决于硬质相及钢基体的比例及钢基体的可塑性。中、低合金钢结硬质合金具有良好的可锻性，锻前要对原材料进行检验，去除有孔洞、鼓泡、裂纹、分层、欠烧、严重渗碳、合金流散等粉末冶金生产中常见缺陷的坯料。由于钢结硬质合金导热性比较差，加热应缓慢、均匀，预热要充分，要防止氧化脱碳。始锻温度可以适当提高，以增加模坯塑性。始锻温度一般在1150～1200℃。在第一、第二次锻打时，力求轻拍快打，每次锻打变形量控制在5%左右。改形锻打时变形量可适当增加到10%～15%。终锻温度应控制在900～950℃。在锻打过程中，当模坯冷到终锻温度时，应及时停止锻打，重新回炉加热后继续锻打，锻后必须缓冷。

始锻温度过高、终锻温度过低、变形量过大、加热速度太快等原因可使硬质合金锻件出现表面裂纹、中心裂纹、轴向裂纹和角裂等缺陷。

2. 预先热处理

为了降低硬度，改善机械加工性能，并为后续工序和淬火、回火强化提供有利条件，钢结硬质合金出厂前和锻造成毛坯后都需要进行球化退火，方可进行机械加工。钢结硬质合金退火应在真空炉或有保护气氛的热处理炉内进行，以防止氧化脱碳，在箱式炉内进行时应采用装箱保护，保证填充良好的保护剂。

退火工艺为：缓慢加热到850～890℃，保温约4h，炉冷到730℃左右，保温6h，再炉冷至500℃以下出炉空冷。退火后的组织为硬质相+点状珠光体+合金碳化物，退火后硬度约为40HRC。

3. 淬火及回火

钢结硬质合金淬火工艺主要取决于粘结剂和硬质相的组成特点和模具要求。钢结硬质合金淬火加热时必须经过预热，小型模具采用一段预热，较大工件要

采取二段预热法。钢结硬质合金过热倾向比合金工具钢要小，淬火加热温度范围宽。尤其是在制造冷作模具零件时，通过高温和充分保温可以使合金元素和碳化物充分溶解于奥氏体，提高淬火马氏体合金化程度，增加回火稳定性。WC 型钢结硬质合金淬火温度为 1020～1050℃，TiC 型钢结硬质合金淬火温度为 950～1000℃，G 型钢结硬质合金淬火温度为 1200～1280℃。

钢结硬质合金在盐浴炉中加热保温时间可按 0.5～1min/mm 选取，箱式炉则加倍，并在加热时预防氧化脱碳。淬火冷却时一般采用热油或分级淬火，在形状复杂或截面尺寸变化较大的模具淬火时，宜采用等温淬火，尽量避免开裂和减少变形。

淬火后应尽快回火，回火温度取 180～200℃，保温时间 1.0～1.5h；对于要求较高韧性时，可采用 500～550℃高温回火，避免 250～350℃回火脆性区；WC 型钢结硬质合金在 450～550℃回火时会产生二次硬化现象，在高温回火时有大量碳化物析出并发生连接现象，而使冲击韧度降低，故切忌采用过高的回火温度。

钢结硬质合金经退火软化后，可进行车、铣、刨、钻、铰、攻螺纹等机械加工，加工时宜采用低转速、大背吃刀量和中等进给速度，不宜采用切削液，以免因冷却过激引起硬化甚至开裂。在淬火前应将模具加工至最终尺寸或留有极少的余量，尽量在淬火后不再磨削或稍微研磨即可。

13.2.3　钢结硬质合金的应用

钢结硬质合金模具不能承受较大冲击载荷，断裂韧度也较低，在用作凹模时，应尽量减少模具承受拉应力，否则会因卡模等产生裂纹以致扩展、碎裂。钢结硬质合金具有普通模具钢无法比拟的高硬度和高耐磨性，是比较理想的高寿命冲压模具材料，适用于大批量冲压生产，使用寿命一般可提高数倍或上百倍。钢结硬质合金已在冷冲模、冷挤压模、整形模、冷镦模、部分热作模具上得到广泛应用。

13.2.4　DT 钢结硬质合金

国产第二代碳化钨钢结硬质合金［w（WC）＝40%］，简称 DT 合金。它保持了 TLMW50 的高硬度、高耐磨性，又较大幅度地提高了强度和韧度，在急冷急热的交变热冲击下有极好的抗热裂能力。有别于 TLMW50 及 GT35 等钢结硬质合金硬质颗粒明显聚集，分散均匀度较差的状况，DT 合金的硬质颗粒细小、均匀，呈弥散分布，能承受较大冲击载荷，同时还具有较好的抗热裂能力，不易出现崩刃、碎裂等，是较理想的大负荷模具材料之一。

DT 合金中尺寸小于 2μm 的小颗粒碳化物约占碳化物总量的 50%，小于

5μm 的约占 80%。DT 合金的碳化物颗粒不仅细小，而且分散。

1. DT 合金的力学性能

DT 合金的力学性能见表 13-2。DT 合金与其他钢结硬质合金的性能比较见表 13-3。

表 13-2 DT 合金的力学性能

<table>
<tr><th colspan="2">性能</th><th>低温回火态</th><th>等温淬火态</th><th>性能</th><th>低温回火态</th><th>等温淬火态</th></tr>
<tr><td rowspan="3">硬度 HRC</td><td>退火态</td><td colspan="2">32 ~ 64</td><td>冲击韧度 / (J/cm²)</td><td>15 ~ 20</td><td>18 ~ 25</td></tr>
<tr><td>淬硬态</td><td colspan="2">68</td><td>弹性模量 E/MPa</td><td colspan="2">(2.7 ~ 2.8) × 10⁵</td></tr>
<tr><td>使用态</td><td>62 ~ 64</td><td>55 ~ 62</td><td>泊松比</td><td colspan="2">0.39</td></tr>
<tr><td colspan="2">抗弯强度 σ_bb/MPa</td><td>2500 ~ 3600</td><td>3200 ~ 3800</td><td>密度/ (g/cm³)</td><td colspan="2">9.70</td></tr>
<tr><td colspan="2">抗压强度 σ_bc/MPa</td><td>4000 ~ 4200</td><td>2400 ~ 2800</td><td rowspan="2">抗热裂性 1000℃ ≒ 水冷</td><td colspan="2" rowspan="2">20 次后发生热裂</td></tr>
<tr><td colspan="2">抗拉强度 σ_b/MPa</td><td>1500 ~ 1600</td><td>—</td></tr>
</table>

表 13-3 DT 合金与其他钢结硬质合金的性能比较

合金牌号	硬质相类型	硬度 HRC		密度/ (g/cm³)	抗弯强度 σ_{bb}/MPa	冲击韧度 / (J/cm²)
		加工态	使用态			
DT	WC	32 ~ 36	62 ~ 64	9.7	2500 ~ 3600	15 ~ 20
TLMW50	WC	35 ~ 42	66 ~ 68	10.2	2000	8 ~ 10
GT35	TiC	39 ~ 46	67 ~ 69	6.5	1400 ~ 1800	6

2. 锻造工艺性

DT 合金的可锻性优于其他钢结硬质合金，锻造温度范围较宽，热塑性好。锻造工艺为：预热温度 700 ~ 800℃，始锻温度 1150 ~ 1200℃，终锻温度 880 ~ 900℃。DT 合金在前几次锻打时需反复交替进行镦粗和拔长，要轻拍慢打，每次锻打时变形量控制在 5% 左右。改锻时，变形量适当控制在 10% ~ 15%。严禁在终锻以下温度继续锻造。锻后必须缓冷。

3. 热处理工艺

DT 合金可采用等温球化退火工艺，淬火前要预热工件，在 600℃ 回火时有高温回火脆性。DT 合金也可采用 200 ~ 300℃ × 30min 的等温淬火工艺。

DT 合金经 1000℃ 淬火及不同温度回火后的性能见表 13-4。DT 合金经不同温度等温淬火后的性能见表 13-5。

表 13-4　DT 合金经 1000℃淬火及不同温度回火后的性能

回火温度/℃	密度/（g/cm^3）	硬度 HRC	抗弯强度/MPa	冲击韧度/（kJ/m^2）
未回火	—	68.5	1585	154
200	9.86	64.5	3613	189
250	9.86	64	3547	196
300	9.87	62	3448	196
350	9.88	59	3343	194
400	9.89	60	3223	209
450	9.88	58.5	3323	207
500	9.88	58	3072	212
550	9.89	58	3331	206
600	—	57.5	2893	189
650	—	52	2613	243

表 13-5　DT 合金经不同温度等温淬火后的性能

等温温度/℃（保温 30min）	密度/（g/cm^3）	硬度/HRC	抗弯强度/MPa	冲击韧度/（kJ/m^2）
200	9.85	65	3100	212
250	9.87	63	3755	274
270	9.83	61	3661	287
300	9.84	59	3586	258
320	9.85	57	3573	338
350	9.84	55	3572	377

4. 机械加工性能

与普通硬质合金相比，DT 合金在退火软化后具有较好的切削加工性，可进行车、铣、刨、钻、攻螺纹等各种切削加工。DT 合金切削加工的难易程度，除与坯料退火软化程度有关外，还与切削加工工艺（如切削加工速度、背吃刀量、刀具几何角度等因素）参数有很大关系。加工 DT 合金时，一般采用较低的切削速度、较大的背吃刀量和中等的进给量。

在磨削加工时，DT 合金易被烧伤表面或产生网状裂纹，所以，通常在退火状态下将其磨削至最终尺寸或接近最终尺寸，尽量少留磨削余量，以免淬火后磨削困难。当精度要求不高时，可在淬火前磨削至最终尺寸，淬火、回火后稍加研磨抛光即可；对于精度要求高的零件，可留少量精磨削余量，以减少淬火、回火后的磨削困难。磨削时应采用高转速、小磨削量，并采取充分冷却的措施，以免过热造成模具刃口回火软化或烧伤。但是，在磨削退火状态的工件时，最好采用干磨，并尽量使用金刚石砂轮进行磨削。

DT 合金可以进行电火花加工和线切割加工等。电火花加工时，可采用 DT 合金凸模做电极来加工 DT 合金凹模。电火花加工后，模具加工表面往往有几微米非常硬脆，且伴有微裂纹的放电硬化层，一般采取二次回火来消除；同时要仔细研磨电火花加工面，以去除残存放电硬化层中的微裂纹。

5. DT 合金的应用

用 DT 合金制作模具时，一般都采取组合的连接方法，这是因为粉末冶金件不容易压制成大尺寸，以及为了节约 DT 合金材料并发挥与其组合连接结构优点的缘故。常用的组合连接方法有镶套、焊接、粘结和机械连接等。

DT 合金越来越多地用来制造冷镦模具、冷挤压模具、冲裁模具、拉深模具等，使用效果良好。据不完全统计，在定子冲裁模、落料模方面，DT 合金比 W18Cr4V、Cr12MoV 模具的使用寿命至少提高 10 ~ 30 倍；在民用五金行业的冷镦模、拉深模方面，DT 合金比 Cr12 钢模具寿命提高 10 ~ 32 倍，从而使成本大幅度降低。DT 合金价格比合金钢贵几倍，小批量生产时，技术经济效益不明显。

6. 常用硬质合金和钢结硬质合金比较

常用硬质合金和钢结硬质合金化学成分见表 13-6 所示。

表 13-6 常用硬质合金和钢结硬质合金化学成分（质量分数） （%）

<table>
<tr><th colspan="2">分类及牌号</th><th>WC</th><th>TiC</th><th>TaC（NbC）</th><th>Co</th></tr>
<tr><td rowspan="7">硬质合金</td><td>YG6</td><td>94</td><td>—</td><td>—</td><td>6</td></tr>
<tr><td>YG8N</td><td>91</td><td>—</td><td>1</td><td>8</td></tr>
<tr><td>YG8C</td><td>92</td><td>—</td><td>—</td><td>8</td></tr>
<tr><td>YG11C</td><td>89</td><td>—</td><td>—</td><td>11</td></tr>
<tr><td>YG15</td><td>85</td><td>—</td><td>—</td><td>15</td></tr>
<tr><td>YG20</td><td>80</td><td>—</td><td>—</td><td>20</td></tr>
<tr><td>YG25</td><td>75</td><td>—</td><td>—</td><td>25</td></tr>
<tr><td rowspan="2">钢结
硬质合金</td><td>GT35</td><td>—</td><td>35</td><td colspan="2">钢（C0.6、Cr2.0、Mo2.0、Fe 余量）65</td></tr>
<tr><td>TLMW50</td><td>50</td><td>—</td><td colspan="2">钢（C0.8 ~ 1.2、Cr1.25、Mo1.25、Fe 余量）50</td></tr>
</table>

常用冷作模具材料的性能特点比较见表 13-7。

表 13-7 常用冷作模具材料的性能比较

<table>
<tr><th rowspan="2">材料类别</th><th rowspan="2">材料牌号</th><th colspan="6">性能比较</th></tr>
<tr><th>耐磨性</th><th>韧性</th><th>切削加工性</th><th>淬火不变形性</th><th>回火稳定性</th><th>淬硬深度</th></tr>
<tr><td rowspan="5">普通硬质合金</td><td>YG3X</td><td rowspan="5">最好</td><td>差</td><td rowspan="5">差</td><td rowspan="5">不经热处理，无变形</td><td rowspan="5">最好，可达 800 ~ 900℃</td><td rowspan="5">不经热处理，内外硬度均匀一致</td></tr>
<tr><td>YG6</td><td>差</td></tr>
<tr><td>YG8、YG8C</td><td>差</td></tr>
<tr><td>YG15</td><td>差</td></tr>
<tr><td>YG20C、YG25</td><td>差</td></tr>
<tr><td>钢结硬质合金</td><td>YE65（GT35）
YE50（GW50）</td><td>好</td><td>较差，但优于普通硬质合金</td><td>可机械加工</td><td>可热处理，几乎不变形</td><td>好</td><td>深</td></tr>
</table>

硬质合金、钢结硬质合金、超细粒度硬质合金的化学成分和力学性能见表 13-8 ~ 表 13-10。

表 13-8　硬质合金化学成分和力学性能

序号	钨钴类硬质合金牌号	化学成分（质量分数,%）				物理性能	力学性能				主要用途举例
		WC	Ti	Co	TaC	密度/(g/cm³)	硬度 HRA (HRC)	抗弯强度 /MPa	抗压强度 /MPa	冲击韧度 /（J/cm²）	
									4600		拉丝模
1	YG6	94	—	6	—	14.6 ~ 15.0	89.5(74)	1450	4470	2.6	拉深模
2	YG8	92	—	8	—	14.5 ~ 14.9	89(73)	1500	3900	2.5	拉深模
3	YG8C	92	—	8	—	14.5 ~ 14.9	88(72)	1750		3.5	拉深模
4	YG11	89	—	11	—	14.0 ~ 14.4	87.5(71)	2100		3.8	拉深模
5	YG11C	89	—	11	—	14.0 ~ 14.4	87.5(71)	2100		3.8	冲裁模
6	YG15	85	—	15	—	13.9 ~ 14.2	87(70)	2100	3660	4	冲裁模
7	YG20	80	—	20	—	13.4 ~ 13.7	85.5(68)	2600	3500	4.8	冷挤压模
8	YG20C	80	—	20	—	13.4 ~ 13.6	82(62)	2200			冲裁模
9	YG25	75	—	25	—	12.9 ~ 13.2	84.5(60)	2700			冷挤压模
									3300	5.5	冷挤压模

表 13-9　钢结硬质合金的化学成分和力学性能

序号	钢结合金的名称	钢结合金型号	化学成分（质量分数,%）						力学性能			
			硬质相		基体成分				硬度 HRC		抗弯强度（淬火态）/MPa	冲击韧度（淬火态）/(J/cm²)
			TiC	WC	C	Cr	Mo	Fe	退火态	淬火态		
1	镉钼合金钢	GT35	35	—	0.05	2.0	2.00	余量	39 ~ 46	68 ~ 72	1400 ~ 1840	6
2	高碳镉钼合金钢	TLW50	—	50	0.50	1.25	1.25	余量	35 ~ 40	66 ~ 68	2000	8
3	高碳低镉钼钢	GW50	—	50	< 0.6	0.55	0.15	余量	38 ~ 43	69 ~ 70	1700 ~ 2300	12

表 13-10　超细粒度硬质合金的力学性能

序号	牌号	w（Co）(%)	硬度 HRA	抗弯强度 /MPa	抗压强度 /MPa	碳化钨平均粒度 /μm
1	Mo	15	89	2700	—	< 1
2	材 13	11	91	2700	—	< 1
3	UF10	9	92.5	2000	7500	< 1

（续）

序号	牌号	w（Co）（%）	硬度 HRA	抗弯强度/MPa	抗压强度/MPa	碳化钨平均粒度/μm
4	UF20	11	91.5	2500	6500	<1
5	UF30	15	90	3000	5500	<1
6	F	5	93	2000	—	<0.5
7	M	10	92	2400	—	<0.5
8	UM	15	90.5	2600	—	<0.5
9	H	20	90	2800	—	<0.5
10	DBW	10	<91.8	3780	—	<1

第 14 章　不　锈　钢

不锈钢是指能抵抗大气或酸等化学介质腐蚀的钢，又称为不锈耐酸钢。不锈钢并非不生锈，只是在不同介质中的腐蚀行为不一样。因此论述不锈钢的中心问题是腐蚀问题。

14.1　金属腐蚀机理

金属腐蚀通常可分为化学腐蚀和电化学腐蚀两种类型。前者是金属在干燥气体或非电解质溶液中的腐蚀，腐蚀过程不产生电流，钢在高温下的氧化属于典型的化学腐蚀；后者是金属与电解质溶液接触时所发生的腐蚀，腐蚀过程中有电流产生，钢在室温下的锈蚀主要属于电化学腐蚀。

大部分金属的腐蚀属于电化学腐蚀，电化学腐蚀实际是电池作用。当两种互相接触的金属放入电解质溶液时，由于两种金属的电极电位不同，彼此之间就形成一个微电池，并有电流产生。电极电位低的金属为阳极，电极电位高的金属为阴极，阳极的金属将不断被溶解，而阴极金属就不被腐蚀。对于同一种合金，由于组成合金的相或组织不同，也会形成微电池，造成电化学腐蚀。例如：钢组织中的珠光体，是由铁素体（F）和渗碳体（Fe_3C）两相组成的，在电解质溶液中就会形成微电池，由于铁素体的电极电位低，为阳极，就被腐蚀。而渗碳体的电极电位高，为阴极而不被腐蚀，珠光体腐蚀示意图如图 14-1 所示。

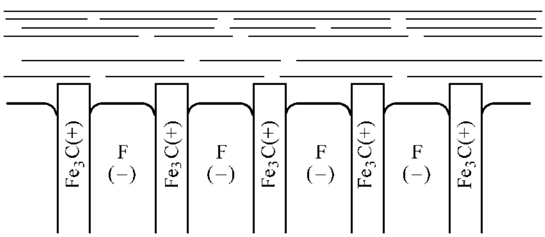


图 14-1　珠光体腐蚀示意图

在观察碳钢的显微组织时，要把抛光的试样磨面放在硝酸酒精溶液中浸蚀，使铁素体腐蚀后，才能在显微镜下观察到珠光体组织，就是利用电化学腐蚀原理实现的。

电化学作用是金属被腐蚀的主要原因，为此，要提高金属的抗电化学腐蚀能力，通常采取以下措施：

1）尽量使金属在获得均匀的单相组织条件下使用，这样金属在电解质溶液中只有一个极，使微电池难以形成。如在钢中加入大于24%（质量分数）的Ni，会使钢在常温下获得单相奥氏体组织。

2）加入合金元素提高金属基体的电极电位，例如在钢中加入大于13%（质量分数）的Cr，则铁素体的电极电位由 -0.56V 提高到0.2V，从而使金属的耐蚀性提高。

3）加入合金元素，在金属表面形成一层致密的氧化膜，又称钝化膜，把金属与介质分隔开，从而防止进一步的腐蚀。

14.2 不锈钢及其热处理

14.2.1 不锈钢的成分与分类

1. 不锈钢的成分

铬是不锈钢合金化的主要元素。钢中加入铬，提高电极电位，从而提高钢的耐蚀性能。当含铬量达 $n/8$ 原子分数值（$n=1$、2、3、……），即达到 1/8、2/8、3/8、……（也即 12.5%、25%、37.5%、……）原子分数时，电极电位呈台阶式跃增，即腐蚀速度呈台阶式下降，这称之为 $n/8$ 规律。所以，铬钢中的含铬量只有超过台阶值（如 $n=1$，换成质量百分数则为 11.7%）时，钢的耐蚀性才明显提高。

由于铬的质量分数超过 11.7%，而且绝大部分都溶于固溶体中，使电极电位跃增，使基体的电化学腐蚀过程变缓。同时，在金属表面被腐蚀时，形成一层与基体金属结合牢固的钝化膜，使腐蚀过程受阻，从而提高钢的耐蚀性。

2. 不锈钢的分类

根据组织特点，常用不锈钢可分为马氏体不锈钢、铁素体不锈钢和奥氏体不锈钢三种类型。常用不锈钢的钢号、成分、热处理、力学性能及用途见表14-1。不锈钢钢号的表示方法与低合金工具钢相同。

表 14-1 常用不锈钢的钢号、成分、热处理、力学性能及用途

类别	钢号	化学成分（质量分数,%）			热处理		力学性能（不小于）				用途举例
		C	Cr	其他	淬火/℃	回火/℃	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ(%)	硬度HBW	
马氏体不锈钢	1Cr13	≤0.15	12~14	—	1000~1050 水、油	700~790	420	600	20	187	汽轮机叶片、水压机阀、螺栓、螺母等抗弱腐蚀介质并承受冲击的零件
	2Cr13	0.16~0.25	12~14	—	1000~1050 水、油	660~770	450	600	16	197	

（续）

类别	钢号	化学成分（质量分数,%）			热处理		力学性能（不小于）				用途举例
		C	Cr	其他	淬火/℃	回火/℃	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ(%)	硬度HBW	
马氏体不锈钢	3Cr13	0.26~0.25	12~14	—	1000~1050 油	200~300	—	—	—	48HRC	做耐磨的零件，如加油泵轴、阀门零件
马氏体不锈钢	4Cr13	0.35~0.45	12~14	—	1050~1100 油	200~300	—	—	—	50HRC	轴承、弹簧以及医疗器械
铁索体不锈钢	0Cr13	≤0.08	12~14	—	1000~1050 水、油	700~790	350	500	24	—	抗水蒸气及含硫石油腐蚀的设备
铁索体不锈钢	1Cr17	≤0.12	16~18	—	—	750~800	250	400	20	—	硝酸工厂、食品工厂的设备
铁索体不锈钢	1Cr28	≤0.15	27~30	—	—	700~800	300	450	20	—	制浓硝酸的设备
铁索体不锈钢	1Cr17Ti	≤0.12	16~18	Ti~0.8	—	700~800	300	450	20	—	同 1Cr17，但晶间腐蚀抗力较高
奥氏体不锈钢	0Cr19Ni9	≤0.08	18~20	Ni8~10.5	固溶处理 1050~1100 水	—	180	490	40	—	深冲零件，焊 NiCr 钢的焊芯
奥氏体不锈钢	1Cr19Ni9	0.04~0.10	18~20	Ni8~11	固溶处理 1100~1150 水	—	200	550	45	—	耐硝酸、有机酸、盐、碱溶液腐蚀的设备
奥氏体不锈钢	1Cr18Ni9Ti	≤0.12	17~19	Ni8~11 Ti:0.8	固溶处理 1000~1100 水	—	200	550	40	—	做焊芯、抗磁仪表医疗器械耐酸容器输送管道

注：表列奥氏体不锈钢中 Si<1%，Mn<2%，其余钢中 Si、Mn 的含量一般不大于 0.8%（质量分数）。

14.2.2　不锈钢及其热处理

1. 马氏体不锈钢及其热处理

常用马氏体不锈钢碳的质量分数为 0.1%~0.45%，铬含量为 12%~14%（质量分数），属于铬不锈钢，通常指 Cr13 型不锈钢。典型钢号有 1Cr13、2Cr13、3Cr13、4Cr13 等。这类钢一般用来制作既能承受载荷，又需要耐蚀性的各种阀门、泵等零件，以及一些不锈工具等。

为提高耐蚀性，马氏体不锈钢碳的质量分数都控制在很低范围，一般不超过 0.4%。碳的质量分数越低，钢的耐蚀性就越好，碳的质量分数越高，基体中

碳的质量分数就越高，则钢的强度和硬度就越高；碳的质量分数越高，形成铬的碳化物量也就越多，其耐蚀性就变得越差。由此不难看出，4Cr13 的强度、硬度指标优于 1Cr13，但其耐蚀性却不如 1Cr13。

1Cr13 和 2Cr13 具有抗大气、蒸汽等介质腐蚀的能力，常作为耐蚀结构钢使用。为了获得良好的综合性能，常采用淬火＋高温回火（600～700℃），得到回火索氏体，来制造汽轮机叶片、锅炉管附件等。由于 3Cr13 和 4Cr13 钢中碳的质量分数较高，耐蚀性则较差，通过淬火＋低温回火（200～300℃），得到回火马氏体，具有较高的强度和硬度达（50HRC），因此，常用作工具钢，制造医疗器械、刃具、热油泵轴等。

2. 铁素体不锈钢及其热处理

常用铁素体不锈钢碳的质量分数低于 0.15%，铬的质量分数为 12%～30%，也属于铬不锈钢，典型钢号有 0Cr13、1Cr17、1Cr17Ti、1Cr28 等。由于碳的质量分数相应地降低，铬含量有相应地提高，钢从室温加热到高温（960～1100℃）时，其显微组织始终是单相铁素体组织，其耐蚀性、塑性、焊接性均优于马氏体不锈钢。对于高铬铁素体不锈钢，其抗氧化性介质腐蚀的能力较强，随铬含量增加，进一步提高了耐蚀性。

钢中钛能细化晶粒，稳定碳和氮，改善钢的韧性和焊接性。

由于加热和冷却时不发生相变，因此，铁素体不锈钢不能用热处理方法进行强化。若在加热过程中晶粒粗化，只能应用冷塑性变形及再结晶来改善组织，提高性能。

这类钢若在 450～550℃停留，会引起钢的脆化，称为“475℃脆性”。通过加热到约 600℃再快冷，可以消除脆化。

这类钢在 600～800℃长期加热，还会产生硬而脆的 σ 相，使材料产生 σ 相脆性。在 925℃以上急冷时，会产生晶间腐蚀倾向和晶粒显著粗化带来的脆性。这些现象对焊接部位都是严重的问题，前者可经过 650～815℃短时回火消除。这类钢的强度显然比马氏体不锈钢低，主要用于制造耐蚀零件，广泛用于硝酸和氮肥工业中。

3. 奥氏体不锈钢及热处理

在含 18% Cr（质量分数）的钢中加入 8%～11% Ni（质量分数），就是奥氏体不锈钢，如 1Cr18Ni9 钢。由于这类钢中加入镍，扩大了奥氏体区域，从而在室温下就能得到亚稳的单相奥氏体组织。由于含有较高的铬和镍，并呈单相奥氏体组织，因而，具有比铬不锈钢更高的化学稳定性，有更好的耐蚀性，是目前应用最多的一类不锈钢。

18-8 型不锈钢在退火状态下为奥氏体＋碳化物组织，碳化物的存在，对钢的耐蚀性有很大损伤，故通常采用固溶处理方法，即把钢加热到 1100℃后水冷，

使碳化物溶解在高温下所得到的奥氏体中，再通过快冷，就在室温下获得单相奥氏体组织。

这类钢不仅耐腐蚀性能好，而且钢的冷热加工性和焊接性也很好，广泛用于制造化工生产中的某些设备及管道等。

这类钢还具有一定的耐热性，可用于 700℃条件下。但在 450～850℃加热，或在焊接时，由于在晶界析出铬的碳化物（$Cr_{23}C_6$），使晶界附近的铬含量降低，在介质中会引起晶间腐蚀。因此，常在钢中加入稳定碳化物元素钛、铌等，使之优先与碳结合形成稳定性高的 TiC 或 NbC，从而可防止产生晶间腐蚀倾向。另外，由于 TiC 和 NbC 在晶内析出，呈弥散分布，且高温下不易长大，所以可提高钢的高温强度。如常用的 1Cr18Ni9Ti、1Cr18Ni11Nb 等奥氏体不锈钢，即是无晶间腐蚀倾向的不锈钢，也是可在 600～700℃高温下长期使用的耐热钢。

为了防止晶间腐蚀，也可以进一步降低钢的碳含量，即生产超低碳的不锈钢，如 0Cr18Ni9、00Cr18Ni9 等（其碳的质量分数分别为≤0.08%和≤0.03%）。

对于已产生晶间腐蚀倾向的零件，也可尽量通过固溶处理消除。

尽管奥氏体不锈钢是一种优良的耐蚀钢，但在有应力作用下，在某些介质中，特别是在含有氯化物介质中，常产生应力腐蚀开裂，而且介质温度越高越敏感。这也是奥氏体不锈钢的一个缺点。

4. 其他类型不锈钢简介

（1）复相（或双相）不锈钢　奥氏体不锈钢虽然会产生应力腐蚀，但当不锈钢是由奥氏体和铁素体两相形成的复相组织（其中铁素体占 5%～20%）时，不仅有抗应力腐蚀作用，而且还有抗晶间腐蚀和焊缝热裂的作用。0Cr21Ni5Ti、1Cr21Ni5Ti、1Cr18Mn10Ni5Mo3N、0Cr17Mn13Mo2N 和 00Cr18Ni5Mo3Si2 等都属于复相不锈钢。

（2）沉淀硬化不锈钢　奥氏体不锈钢的强化途径是加工硬化，但对要求高强度的大截面零件，很难达到目的；对形状复杂的冲压件，由于各处变形度不同，会造成强化不均匀。为此，可采用沉淀硬化不锈钢，常用的钢有 0Cr17Ni4Cu4Nb（17－4PH）、0Cr17Ni7Al（17－7PH）、0Cr15Ni7Mo2Al（PH15-7Mo）等。

这类钢由于镍含量较低，经热处理可形成不稳定奥氏体甚至马氏体，再经时效处理，便可沉淀析出金属间化合物（如 Ni_3Al）使金属强化。强化后的 σ_b 可达 1250～1600MPa。

这类钢主要用作高强度、高硬度而又耐蚀的化工机械设备及零件，如轴类、高速离心机转鼓弹簧以及航天设备等的零件。

第 15 章　耐　热　钢

耐热钢是指具有高于 450℃的工作温度，并有一定强度和抗氧化、耐蚀能力的钢。它广泛用于制造锅炉、汽轮机、内燃机、高温炉和石油化工等设备的结构件。

金属材料的耐热性是包含高温抗氧化性和高温强度的一个综合概念。高温抗氧化性是金属材料在高温下对氧化作用的抗力；而高温强度是金属材料在高温下对机械负荷作用的抗力。因此，耐热钢就是在高温下不发生氧化，并对机械负荷作用具有较高抗力的钢。

1. 金属的抗氧化性

金属的抗氧化性是保证零件在高温下能持久工作的重要条件。抗氧化能力的高低主要由材料成分来决定。钢中加入足够的 Cr、Si、Al 等元素，使钢在高温下与氧接触时，表面能生成致密的高熔点氧化膜，它严密地覆盖住钢的表面，可以保护钢免于高温气体的继续腐蚀。例如钢中含有 15% Cr（质量分数）时，其抗氧化温度可达 900℃，若含 20% ~25% Cr（质量分数），则抗氧化温度可达 1100℃。

2. 金属的高温强度

金属在高温下所表现的力学性能与室温下往往是不同的。当温度超过再结晶温度时，除受机械力的作用产生塑性变形和加工硬化外，同时还可能发生再结晶和软化过程。当工作温度高于金属的再结晶温度，工作应力超过金属在该温度下的弹性极限时，随着时间的延长，金属发生极其缓慢的变形，这种现象称为“蠕变”。金属对蠕变抗力越大，即表示金属高温强度愈高。通常加入能升高钢的再结晶温度的合金元素来提高钢的高温强度。

15.1　抗氧化钢

在高温下有较好的抗氧化性，并具有一定强度的钢称为抗氧化性钢，也叫不起皮钢。它多用来制造炉用零件和热交换器，如燃气轮机燃烧室、锅炉吊钩、加热炉底板和辊道以及炉管等。

抗氧化性取决于表面氧化皮稳定性、致密性及其与基体金属的粘附能力，其主要影响因素是化学成分。

铬：铬是一种钝化元素，含铬钢能在表面形成一层致密的 Cr_2O_3 氧化膜，有

效地阻止外界氧原子继续往里扩散。较高温度使用的钢和合金，铬含量常大于 20%（质量分数），如含铬 22%（质量分数）在 1100℃以下是稳定的，可以形成连续而致密的氧化膜。

硅：在高温时，含硅钢表面可形成一层 SiO_2 薄膜，它能提高抗氧化性。但过量的硅会引起热加工工艺性能恶化。

铝：铝和硅都是比较经济的提高氧化性的元素。含铝钢在表面形成 Al_2O_3 薄膜，与 Cr_2O_3 相似，能起到很好的保护作用。含铝 6%（质量分数）可使钢在 980℃具有较好的抗氧化性。含铝 5%（质量分数）的铁锰铝奥氏体钢可在 800℃长期使用。过高的铝含量会使钢的冲压性能和焊接性能变坏。

稀土元素：通过研究稀土元素对 Cr28 钢抗氧化的影响，发现镧、铈等稀土元素可进一步提高含铬钢的抗氧化性，它们会降低 Cr_2O_3 挥发性，改善氧化膜组成，使变为更加稳定的 $(Cr, La)_2O_3$；还可促进铬扩散，有助于形成 Cr_2O_3。镧抑制在 1100～1200℃范围内形成容易分解的 NiO。

实际应用的抗氧化钢大多是在铬钢、铬镍钢或铬锰氮钢基础上添加硅或铝而配制成的。单纯的硅钢或铝钢因其力学性能和工艺性能欠佳而很少应用。

常用抗氧化钢的主要成分、热处理、力学性能及用途见表 15-1。

表 15-1　常用抗氧化钢的主要成分、热处理、力学性能及用途

钢号	化学成分（质量分数,%）						热处理	室温力学性能		用途
	C	Si	Mn	Cr	Ni	N		σ_b/MPa	δ_5(%)	
3Cr18Mn12Si2N	0.22～0.30	1.40～2.20	10.50～12.50	17.0～19.0		0.22～0.30	1100～1150℃油、水或空冷（固溶处理）	70	35	锅炉吊钩件，渗碳炉构件，最高使用温度约为1000℃
2Cr20Mn9Ni2Si2N	0.17～0.26	1.80～2.70	8.50～11.00	18.0～21.0	2.0～3.0	0.20～0.30	同上	65	35	
3Cr18Ni25Si2	0.30～0.40	1.50～2.50	≤1.50	17.0～20.0	23.0 26.0		同上	65	25	各种热处理炉坩埚炉构件和耐热铸件，可使用到1000℃

表 15-1 中所列 3Cr18Ni25Si2 是早期使用的钢，现已逐渐被前两种钢代替，但抗氧化性稍差。在室温下，2Cr20Mn9Ni2Si2N 和 3Cr18Mn12Si2N 钢的力学性能并不比 3Cr18Ni25Si2 钢差，而且还具有良好的铸造性能，所以经常制成铸件使用。

这三种钢都是属于奥氏体类型，不仅有良好的抗氧化性，而且有抗硫腐蚀和抗渗碳能力，还能进行剪切、冷热冲压和焊接。

15.2　热强钢及其热处理

高温下有一定抗氧化能力和较高强度以及良好组织稳定性的钢称为热强钢。汽轮机、燃气轮机的转子和叶片，锅炉过热器，高温工作的螺栓和弹簧，内燃机进排气阀等用钢均属此类。高温工作的零件不允许产生过大的蠕变变形，须严格限制在使用要求的变形量以内，这对于涡轮盘和叶片等尺寸精度要求高的零件尤为重要。组织稳定性亦是热强钢所要求的一种高温性能。零件在高温长期使用中不应产生组织变化，否则可能软化而强度降低，或可能脆化而导致脆性破坏。

常用的热强钢有珠光体钢、马氏体钢、贝氏体钢、奥氏体钢等几大类。

1. 珠光体钢

这类热强钢在600℃以下温度范围内使用，它们含合金元素量较少，其总量一般不超过3%～5%（质量分数），广泛用于动力、石油等工业部门作为锅炉用钢及管道材料。常用的珠光体钢有15CrMo、12Cr1MoV等，其化学成分、热处理、力学性能及用途见表15-2。

表15-2　常用珠光体热强钢的化学成分、热处理、力学性能及用途

钢号	化学成分（质量分数,%）				热处理	室温力学性能		高温力学性能/MPa	用途
	C	Cr	Mo	V		σ_b/MPa	δ_5(%)		
15CrMo	0.12～0.18	0.80～1.10	0.40～0.55		930～960℃正火，680～730℃回火	450	21	500℃： $\sigma_{10^5}=110\sim140$ $\sigma_{1/10^5}=80$ 550℃： $\sigma_{10^5}=50\sim70$ $\sigma_{1/10^5}=45$	壁温≤550℃的过热器，≤510℃的高中压蒸汽导管和锻件，亦用于炼油工业
12Cr1MoV	0.08～0.15	0.90～1.20	0.25～0.35	0.15～0.30	980～1020℃正火，720～760℃回火	480	21	520℃： $\sigma_{10^5}=160$ $\sigma_{1/10^5}=130$ 580℃： $\sigma_{10^5}=80$ $\sigma_{1/10^5}=60$	壁温≤580℃过热器，≤540℃导管

由表15-2可见，珠光体钢碳的质量分数较低，能赋予良好的工艺性能，对高温性能也有利。碳的质量分数增加会降低组织稳定性，使珠光体球化和碳化物聚集长大的倾向增加，还能发生石墨化而降低钢的高温性能。珠光体中加入

的合金元素有 Cr、Mo、V 等，Cr 主要用以提高钢的抗氧化性。在 15CrMo、12Cr1MoV 钢中含 1.0%（质量分数）左右的铬也可提高钢的再结晶温度。Mo 与 Cr 都是铁素体形成元素，它们能溶入铁素体而使其强化。Mo 的再结晶温度很高，加入后能提高钢的再结晶温度。单独加入 Mo 的钢有石墨化倾向，Mo 与 Cr 同时加入可以抑制石墨化倾向。因此，在珠光体钢中常以 Cr 与 Mo 同时加入。12Cr1MoV 钢中 V 的作用是提高钢的再结晶温度，通过形成细小弥散的碳化物来提高钢的高温强度。

珠光体钢的热处理，一般是正火（Ac_3 +50℃）和随后高于使用温度 100℃ 的回火。

15CrMo、12Cr1MoV 钢正火获得的是铁素体 + 索氏体组织，经过高温回火，可增加组织的稳定性，使合金元素在铁素体和碳化物中分布合理化，以充分发挥合金元素的作用。实践证明，珠光体钢在正火高温回火状态比退火或淬火回火状态具有较高的蠕变抗力。

2. 马氏体钢

Cr13 型马氏体不锈钢除具有较高的耐蚀性外，还具有一定的耐热性。所以 1Cr13 及 2Cr13 等钢既作为不锈钢，又可作为热强钢来使用。1Cr13 钢碳的质量分数较低，因此它的热强性比 2Cr13 钢稍优，它们可用作汽轮机叶片。1Cr13 钢可在 450～475℃之间使用，而 2Cr13 钢只能用到 400～450℃。

1Cr11MoV 和 1Cr12WMoV 钢是在 1Cr13 和 2Cr13 钢基础上发展起来的马氏体钢，这类热强钢具有较好的热强性、组织稳定性及工艺性。1Cr11MoV 钢适宜于制造 540℃以下汽轮机叶片、燃汽轮机叶片、增压器叶片；1Cr12WMoV 钢适宜制造 580℃以下汽轮机叶片、燃汽轮机叶片。这两种热强钢的化学成分、热处理及力学性能见表 15-3。

表 15-3　Cr11MoV 及 1Cr12WmoV 钢的化学成分、热处理及力学性能

钢号	化学成分（质量分数,%）					热处理	室温力学性能		高温力学性能/MPa
	C	Cr	Mo	W	V		σ_b/MPa	δ_5（%）	
1Cr11MoV	0.11～0.18	10.0～11.5	0.50～0.70		0.25～0.40	1050℃油淬 720～740℃空冷或油冷	500	16	550℃： σ_{10^5} =152～170 $\sigma_{1/10^5}$ =63
1Cr12WMoV	0.12～0.18	11.0～13.0	0.50～0.70	0.70～1.10	0.15～0.35	1000℃油冷 680～700℃空冷或油冷	600	15	580℃： σ_{10^5} =120 $\sigma_{1/10^5}$ =55

与 1Cr13 和 2Cr13 钢相比，这两种热强钢主要加入强化元素 Mo、W 和碳化物形成元素 V 等。Cr、Mo、V 在马氏体钢中的作用与在珠光体钢中的作用相同，

W是通过显著提高钢的再结晶温度，以及析出较稳定的第二相来提高钢的热强性。由于Mo、W、V等元素都为铁素体形成元素，加入过多会形成脆性相，对加工不利，还使韧性降低，有时反而损害热强性，因而在马氏体钢中所含这些元素都是少量的。

马氏体钢都是经过调质处理后在回火索氏体状态下使用，以保证在使用温度下组织和性能的稳定。

1Cr11MoV马氏体热强钢的调质热处理工艺为：1050℃油淬，720～740℃高温回火，空冷或油冷。这类马氏体钢处理后所得热强性比珠光体热强钢要高得多。

4Cr9Si2、4Cr10Si2Mo等铬硅钢是另一类马氏体热强钢，它们属于中碳合金钢，钢中碳的质量分数提高到约0.40%，主要是为了获得高的耐磨性；钢中加入铬和硅，是为了具有高的抗氧化性和抵抗燃烧气体腐蚀的性能；钢中加入少量的钼，有利于减小钢的回火脆性并提高热强性。这两种钢经适当调质处理后，具有高的热强性、组织稳定性和耐磨性。4Cr9Si2钢主要用来制造工作温度在650℃以下的内燃机排气阀，也可用来制造工作温度在800℃以下、受力较小的构件。4Cr10Si2Mo钢比4Cr9Si2钢含有较多的铬和钼，因此，它的性能比较好，而且使回火脆性倾向减弱。该钢常用来制造某些航空发动机的排气阀，亦可用来制造加热炉构件。

3. 贝氏体钢

这类钢正火状态组织由部分贝氏体组成。锅炉管子用的贝氏体热强钢有三个钢号，即12MoVWBSiRE、12Cr2MoWVTiB、12Cr3MoVSiTiB。这三种钢的化学成分、热处理及力学性能见表15-4。

表15-4　贝氏体热强钢的化学成分、热处理及力学性能

钢号	化学成分（质量分数,%）									热处理	室温力学性能		高温力学性能/MPa
	C	Cr	Mo	W	V	Ti	Si	B	RE		σ_b/MPa	δ_5(%)	
12MoVWBSiRE	0.08～0.15		0.45～0.65	0.15～0.40	0.30～0.50		0.60～0.90	0.01	0.15	970～1010℃正火，760～780℃回火	550	18	580℃：$\sigma_{10^5}=130\sim174$ $\sigma_{1/10^5}=95$
12Cr2MoWVTiB	0.08～0.15	1.60～2.10	0.50～0.65	0.03～0.55	0.28～0.42	0.08～0.18		≤0.008		1020～1050正火，760～790℃回火	550	18	600℃：$\sigma_{10^5}=92\sim132$ $\sigma_{1/10^5}=54\sim68$ 620℃：$\sigma_{10^5}=70\sim126$ $\sigma_{1/10^5}=36\sim50$

（续）

钢号	化学成分（质量分数,%）									热处理	室温力学性能		高温力学性能 /MPa
	C	Cr	Mo	W	V	Ti	Si	B	RE		σ_b /MPa	δ_5 (%)	
12Cr3MoVSiTiB	0.09 ~ 0.15	2.50 ~ 3.00	1.00 ~ 1.20		0.25 ~ 0.35	0.22 ~ 0.38	0.60 ~ 0.90	0.005 ~ 0.011		1040 ~ 1090℃ 正火，720 ~ 770℃回火	640	18	600℃：$\sigma_{10^5}=94\sim100$ $\sigma_{1/10^5}=60\sim64$ 620℃：$\sigma_{10^5}=73\sim85$ $\sigma_{1/10^5}=41\sim44$

与珠光体钢 12Cr1MoV 相比，贝氏体钢 12MoVWBSiRE 钢的化学成分特点是：省掉了铬，以钨、硼、硅、稀土代替；其碳的质量分数相同，但钼和钒的含量有所增加。由于这些元素的综合影响，使奥氏体等温或连续冷却转变图中的珠光体及贝氏体转变曲线向右移，特别是珠光体转变曲线右移更为显著，因此，12MoVWBSiRE 钢在正火后即可获得贝氏体组织。

贝氏体钢中钼、钨、钒的作用与珠光体中相似，钢中硅的作用主要是提高钢的抗氧化性，代替铬的作用；但硅不能提高钢的热强性，硅含量超过 3%（质量分数）时会导致室温塑性急剧降低，并损害钢在高温下的塑性变形能力。在 12MoVWBSiRE 钢中含硅仅 0.60% ~0.90%（质量分数）。钢中微量的硼除对等温转变图影响外，对强化晶界亦有显著作用。稀土元素的作用尚未定论，一般认为它能改善钢中夹杂物的形状、大小及分布，从而改善钢的热强性。

贝氏体钢在使用时也采用正火 + 高温回火处理，获得索氏体组织。尽管其最终热处理相似，使用时组织状态也相似，但贝氏体钢比珠光体钢具有较高的室温和高温力学性能。因此，贝氏体钢虽然与珠光体钢一样也用于制造锅炉钢管，但贝氏体钢所制造的锅炉钢能承受较高的温度和压力。

4. 奥氏体钢

这类热强钢在 600 ~700℃温度范围内使用。它们含大量合金元素，尤其是含有较多的 Cr 和 Ni，其总质量分数大大超过 10%。这类钢广泛应用于汽轮机、燃气轮机、航空、舰艇、火箭、电炉、石油及化工等工业部门中。常用的奥氏体钢有 1Cr18Ni9Ti 和 4Cr14Ni14W2Mo 等。

1Cr18Ni9Ti 既是奥氏体不锈钢，又是一种广泛应用的奥氏体钢，它的抗氧化性可达 700 ~900℃，在 600℃左右有足够的热强性，在锅炉及汽轮机制造方面用来制造 610℃以下的过热器管道及构件等。钢中含有约 18% Cr（质量分数），主要用以提高钢的抗氧化性和热强性；含约 9% Ni（质量分数）主要用以形成稳定的奥氏体组织。铬镍奥氏体钢的组织稳定，高温下长期使用也不会脆化。钛

形成碳化物的能力很强烈，与钒有类似的作用，它通过形成细小弥散的碳化物来提高钢的高温强度。

奥氏体钢热处理主要是固溶处理，即加热至1000℃以上，保温一定时间，随后水冷或空冷。随着合金元素含量的提高，固溶处理温度也须提高。作为耐热钢使用时，在固溶处理后要采用高于使用温度60～100℃的时效处理，以使组织进一步稳定，有时并通过强化相的沉淀析出而进一步提高钢的强度。1Cr18Ni9Ti热强钢的固溶处理与1Cr18Ni9Ti不锈钢相同。它的高温性能为：650℃时 $\sigma_{10^5}=46\sim75\text{MPa}$，600℃时 $\sigma_{1/10^5}=75\sim80\text{MPa}$。

4Cr14Ni14W2Mo是14-14-2型奥氏体钢，其化学成分为（质量分数）：0.40%～0.50% C，13.0%～15.0% Cr，13.0%～15.0Ni，2.0%～2.75% W，0.25%～0.40% Mo。由于钢中元素的综合影响，使它的热强性、组织稳定性及抗氧化性均比上述4Cr9Si2和4Cr10Si2Mo等马氏体热强钢为高。它主要用来制造工作温度≥650℃的航空、船舶、载重汽车的内燃机排气阀。4Cr14Ni14W2Mo钢经1170～1200℃固溶处理，并750℃时效后可达以下性能：

室温力学性能：$\sigma_b=720\text{MN/m}^2$，$\sigma_s=320\text{MN/m}^2$，$\delta=20\%$，$\psi=35\%$，$A_K=40\text{J}$

高温力学性能：600℃：$\sigma_{10^5}=150\text{MPa}$，$\sigma_{1/10^5}=80\text{MPa}$

650℃：$\sigma_{10^5}=100\text{MPa}$，$\sigma_{2/10^5}=40\text{MPa}$

以上介绍的耐热钢仅适用于650～750℃以下的工作温度。如果零件工作温度超过750℃，则应考虑选用镍基、钴基等耐热合金；工作温度超过900℃时，可考虑选用铌基、钼基、陶瓷合金等。

第 16 章　耐　磨　钢

16.1　高锰钢

16.1.1　高锰钢概述

高锰钢是抗冲击磨损的典型耐磨钢，1882 年英国人 R. A. 哈德菲尔德首先制成，故标准型的 Mn13 高锰钢又称为哈德菲尔德钢。

高锰钢也叫高锰奥氏体钢，是一类历史悠久的耐磨钢，经水韧处理后可获得单一的奥氏体组织，具有优良的韧性及无磁性。高锰钢主要特点是，在较大动力或接触应力作用下，其表面层将迅速产生加工硬化，并有马氏体相沿滑移面形成，从而产生高耐磨表面层，而骨层仍保持优良的动力韧性。因此，即使零件磨损到很薄，仍能承受较大的动力载荷而不致破裂。

高锰钢不是在任何条件下都是耐磨的，只有使用时有外来的动力或在压应力作用下迅速产生加工硬化，形成硬而耐磨的表面层，才能显示出优良的耐磨性。耐磨高锰钢特别适用于冲击磨料磨损和高应力碾碎磨料磨损的情况，常用于制造球磨机衬板，锤式破碎机锤头，颚式破碎机颚板，圆锥破碎机轧臼壁，破碎壁，挖掘机斗齿、斗壁，铁道道岔，拖拉机和坦克的履带板等抗冲击、抗磨损的铸件。高锰钢还用于防弹钢板、保险箱钢板等。

Mn17 耐磨高锰钢在 Mn13 钢的基础上增加锰量，提高了奥氏体的稳定性，阻止碳化物的析出，进而可提高钢的强度和塑性，提高钢的加工硬化能力和耐磨性。比如用于北方的 ZGMn18 铁道岔寿命较 ZGMn13 提高 20% ~25% 。

由于加工硬化现象，应尽量避免对高锰钢铸件进行加工。铸件上的孔、槽尽可能铸出。但对高锰钢的加工也并非完全不可能。刀具修整一次进刀加工完的可以进行，不可避免的加工应在铸件工艺设计时放大加工量，以使加工的进刀量避开加工硬化层。

重新加热高锰钢时，在 250 ~800℃间存在碳化物析出的脆性温度区间，且铸态高锰钢又存在网状碳化物以及铸造应力，焊接性能很差。

高锰钢铸件，应在水韧处理后割冒口或缺陷焊补，焊后应快速冷却。为消除或尽可能减小热影响区，应用小电流，不连续施焊，或边焊边浇水冷却。焊条采用高锰钢焊条或奥氏体不锈钢焊条。若存在加工硬化层，应在焊前去除。

高锰钢铸件多采用砂型造型工艺方案，由于砂型铸造技术成熟，生产效率

高而广为推广；也有采用特种铸造的。特种铸造是指在铸型材料、制型方法、金属液充型形式和金属在型中凝固条件件等方面与砂型铸造有显著差别的铸造方法。

16.1.2 高锰耐磨钢的化学成分及性能

高锰耐磨钢碳的质量分数较高，可达 0.9% ~1.45%，另外 w（Mn） = 11% ~14%。由于高锰耐磨钢极易冷变形强化，很难进行切削加工，因此，高锰耐磨钢件大多是铸态。

高锰耐磨钢牌号：由字母“ZG”（表示铸钢）后附元素符号 Mn 及其含量百分数表示。GB/T 5680—1998 共包含五个牌号：ZGMn13-1、ZGMn13-2、ZGMn13-3、ZGMn13-4、ZGMn13-5，这五个牌号的成分与性能稍有差异。

16.2 高锰钢的热处理

高锰钢铸态组织中除奥氏体相外，还有碳化物。为获得高韧性，必须予以热处理，以消除铸态组织中晶内和晶界上的碳化物。高锰钢碳的质量分数通常为 13% 左右，要消除其铸态组织的碳化物，需将钢加热到 1000℃以上，并保温适当时间，使其碳化物完全溶解，随后迅速冷却，这种热处理通常称为水韧处理。

1. 水韧处理温度

水韧处理温度取决于铸钢成分，通常为 1050 ~1080℃。过高的水韧温度会导致铸件表面严重脱碳，而且奥氏体晶粒中和晶界上将析出共晶碳化物。由于共晶碳化物是不能重新通过热处理来消除的脆性相，所以应尽量避免产生。

2. 加热速率

高锰钢铸件比一般碳钢铸件的导热性差，铸件在加热时易引起应力，厚壁铸件则宜采用缓慢加热。为减少铸件加热过程中的变形或开裂，生产上常采用预先在 650℃保温，再快速升到水韧温度的处理工艺。

3. 保温时间

保温时间主要取决于铸件的壁厚，以确保铸态组织中的碳化物完全溶解和奥氏体均匀化。通常保温时间可按铸件壁厚每 25mm 保温 1h 计算。

4. 冷却

冷却过程对铸件规定的性能指标及组织状态有很大的影响。在水韧处理时，铸件入水前的温度应在 950℃以上。为此，铸件从出炉到入水不应超过 2min，水温保持在 40℃以下。水韧处理后可根据铸件的要求及复杂程度适当进行回火，但回火温度不应超过 250℃。

为缩短热处理周期，可利用铸态预热进行高锰钢水韧处理。其工艺为：铸件于 1100 ~ 1180℃时自铸型中取出，经除芯清砂后，铸件温度允许冷却到 900 ~ 1000℃，然后装入并加热到 1050 ~ 1080℃的炉内保温 3 ~ 5h 后水冷。该处理工艺不仅简化了热处理过程，减少了铸件在型腔内的冷却时间，而且可提高铸件性能。利用预热处理的高锰钢铸件冲击韧度比常规处理的提高 5% ~ 15%。

此外，高锰钢还可实行弥散硬化处理，适用于添加 Mo 或其他碳化物形成元素的高锰钢，如 ZGMn12Mo2 铸钢，可先在 580 ~ 610℃退火 2h，以便析出碳化物强化奥氏体，然后再加热到 1000℃左右淬火。

5. 高锰钢的金相组织

高锰钢经水韧处理后，如碳化物完全消除，则为单一的奥氏体组织。这样的组织只有在薄壁铸件上才可得到，通常允许在奥氏体晶粒内或晶界上有少量碳化物。高锰钢组织中的碳化物，按其产生的原因可分为三种：其一是未溶碳化物，是水韧处理未能溶解的铸态组织中的碳化物；其二是析出碳化物，是因水韧处理时冷却速率不够高，在冷却过程中析出的；第三种是过热碳化物，是因水韧处理时加热温度过高而析出的共晶碳化物。前两种碳化物，可通过再次热处理予以消除，而过热产生的共晶碳化物则不能通过再次热处理消除。由于共晶碳化物超标而判定不合格的铸件只能报废，不允许再次热处理。

第 17 章　粉末冶金材料

17.1　粉末冶金材料简介

粉末冶金是制取金属粉末及采用成形和烧结工艺，将金属粉末（或金属粉末与非金属粉末的混合物）制成材料和制品的工艺技术。它是冶金和材料科学的一个分支学科。粉末冶金制品的应用范围十分广泛，从普通机械制造到精密仪器；从五金工具到大型机械；从电子工业到电机制造；从民用工业到军事工业；从一般技术到尖端高技术，均能见到粉末冶金工艺的身影。

3000 多年前，制造铁的第一个方法实质上采用的就是粉末冶金方法。现代粉末冶金技术的发展中共有三个重要标志：

1）克服了难熔金属熔铸过程中产生的困难。1909 年制造电灯钨丝，推动了粉末冶金的发展；1923 年粉末冶金硬质合金的出现被誉为机械加工中的革命。

2）20 世纪 30 年代成功制取多孔含油轴承，继而粉末冶金铁基机械零件的发展，充分发挥了粉末冶金少切削甚至无切削的优点。

3）向更高级的新材料、新工艺发展。20 世纪 40 年代出现金属陶瓷、弥散强化等材料，60 年代末至 70 年代初，粉末高速钢、粉末高温合金相继出现，利用粉末冶金锻造及热等静压已能制造高强度的零件。

1. 粉末冶金工艺基本工序

1）原料粉末的制备。现有的制粉方法大体分为两类：机械法和物理化学法。机械法分为机械粉碎及雾化法，物理化学法又分为电化腐蚀法、还原法、化合法、还原-化合法、气相沉积法、液相沉积法以及电解法。其中应用最为广泛的是还原法、雾化法和电解法。

2）粉末成形为所需形状的坯块。成形目的是制得一定形状和尺寸的压坯，并使其具有一定的密度和强度。成形方法可分为加压成形和无压成形，加压成形中应用最多的是模压成形。

3）坯块的烧结。烧结是粉末冶金工艺中的关键性工序，成形后的压坯通过烧结使其得到所要求的物理力学性能。烧结又分为单元系烧结和多元系烧结，对于单元系和多元系的固相烧结，烧结温度比所用的金属及合金的熔点低；对于多元系的液相烧结，烧结温度一般比其中难熔成分的熔点低，而高于易熔成分的熔点。除普通烧结外，还有松装烧结、熔浸法、热压法等特殊的烧结工艺。

4）产品的后序处理。烧结后的处理，可以根据产品要求的不同，采取多种方式。如精整、浸油、机械加工、热处理及电镀。此外，近年来一些新工艺如轧制、锻造也应用于粉末冶金材料烧结后的加工，取得了较理想的效果。

2. 粉末冶金工艺的优点

1）绝大多数难熔金属及其化合物、假合金、多孔材料只能用粉末冶金方法来制造。

2）由于粉末冶金方法能压制成最终尺寸的压坯，而不需要或很少需要随后的机械加工，故能大大节约金属，降低产品成本。用粉末冶金方法制造产品时，金属的损耗只有1%～5%，而用一般熔铸方法生产时，金属的损耗可能会达到80%。

3）由于粉末冶金工艺在材料生产过程中并不熔化材料，也就不怕混入由坩埚和脱氧剂等带来的杂质，而烧结一般在真空和还原气氛中进行，不会氧化和污染，故有可能制取高纯度的材料。

4）粉末冶金法能保证材料成分配比的正确性和均匀性。

5）粉末冶金适宜于生产同一形状而数量多的产品，特别是齿轮等加工费用高的产品，采用粉末冶金法制造，能大大降低生产成本。

3. 粉末冶金材料发展方向

1）有代表性的铁基合金，将向大体积的精密制品、高质量的结构零部件发展。

2）制造具有均匀显微组织结构的、加工困难而完全致密的高性能合金。

3）用增强致密化过程来制造一般含有混合相组成的特殊合金。

4）制造非均匀材料、非晶态、微晶或者亚稳合金。

5）加工独特的和非一般形态或成分的复合零部件。

4. 粉末冶金材料分类

用粉末冶金工艺可制得多孔、半致密或全致密材料（包括制品）。粉末冶金材料具有传统熔铸工艺所无法获得的独特化学组成和物理、力学性能，如材料的孔隙度可控，材料组织均匀、无宏观偏析（合金凝固后其截面上不同部位没有因液态合金宏观流动而造成的化学成分不均匀现象），可一次成形等。通常按用途分为6类：

（1）粉末冶金减摩材料　又称烧结减摩材料。通过在材料孔隙中浸润滑油或在材料成分中加减摩剂或固体润滑剂制得。材料表面间的摩擦因数小，在有限润滑油条件下，使用寿命长、可靠性高；在干摩擦条件下，依靠自身或表层含有的润滑剂，即具有自润滑效果。广泛用于制造轴承、支承衬套或作端面密封等。

（2）粉末冶金多孔材料　又称多孔烧结材料。由球状或不规则形状的金属

或合金粉末经成形、烧结制成。材料内部孔道纵横交错、互相贯通，一般有30%～60%的体积孔隙度，孔径1～100μm。透过性能和导热、导电性能好，耐高温、低温，抗热震，抗介质腐蚀。用于制造过滤器、多孔电极、灭火装置、防冻装置等。

（3）粉末冶金结构材料　又称烧结结构材料。能承受拉伸、压缩、扭曲等载荷，并能在摩擦磨损条件下工作。由于材料内部有残余孔隙存在，其延展性和冲击值比化学成分相同的铸锻件低，从而使其应用范围受限。

（4）粉末冶金摩擦材料　又称烧结摩擦材料，由基体金属（铜、铁或其他合金）、润滑组元（铅、石墨、二硫化钼等）、摩擦组元（二氧化硅、石棉等）三部分组成。其摩擦因数高，能很快吸收动能，制动、传动速度快、磨损小；强度高，耐高温，导热性好；抗咬合性好，耐腐蚀，受油脂、潮湿影响小。主要用于制造离合器和制动器。

（5）粉末冶金工模具材料　包括硬质合金、粉末冶金高速钢等。后者组织均匀，晶粒细小，没有偏析，比熔铸高速钢韧性和耐磨性好，热处理变形小，使用寿命长。可用于制造切削刀具、模具和零件的坯件。

（6）粉末冶金电磁材料　包括电工材料和磁性材料。电工材料中，用作电能头材料的有金、银、铂等贵金属的粉末冶金材料和以银、铜为基体添加钨、镍、铁、碳化钨、石墨等制成的粉末冶金材料；用作电极的有钨铜、钨镍铜等粉末冶金材料；用作电刷的有金属-石墨粉末冶金材料；用作电热合金和热电偶的有钼、钽、钨等粉末冶金材料。

17.2　粉末冶金高速钢

与普通高速钢刀具相比，粉末冶金高速钢刀具硬度更高，韧性更好，更耐磨损，因此，在某些应用领域（如高冲击性、大切除量的加工场合），粉末冶金高速钢刀具有逐渐取代脆性较大、在切削冲击下易发生碎裂的整体硬质合金刀具的趋势。

粉末冶金高速钢制造工艺自20世纪70年代初期进入市场。该工艺可在高速钢中加入较多合金元素而不会损害材料的强韧性或易磨性，从而可制成具有高硬度、高耐磨性、可吸收切削冲击、适合高切除率加工和断续切削加工的刀具。

普通高速钢刀具材料主要由两种基本成分构成：一种是金属碳化物（碳化钨、碳化钼或碳化钒），它赋予刀具较好的耐磨性；二是分布在周围的钢基体，它使刀具具有较好的韧性和吸收冲击、防止碎裂的能力。制备普通高速钢时，是将熔化的钢液从钢液包中注入铸模，使其缓慢冷却凝固。此时，金属碳化物从熔液中析出，并形成较大的团块。高速钢中添加的合金含量越多，碳化物团

块就越大。达到某一临界点时，可形成尺寸极大的碳化物团块（直径可达40mm）。出现大的碳化物团块的临界点根据钢锭尺寸以及其他因素而略有不同，但一般是在碳化钒含量达到约4%（质量分数）时发生。通过对钢锭进行锻造、轧制等后续加工，可以粉碎其中一部分碳化物团块，但不可能将其完全消除。虽然增加钢材中金属碳化物颗粒的数量可以改善材料的耐磨性，但随着合金含量的增加，碳化物的尺寸及团块数量也会随之增加，这对于钢材的韧性会产生极其不利的影响，因为大的碳化物团块可能成为产生裂纹的起始点。

粉末冶金高速钢的制备工艺与普通高速钢的制备工艺不同，熔化的钢液不是直接注入铸模，而是通过一个小喷嘴将其吹入氮气流中进行雾化，喷出的雾状钢液迅速冷却为细小的钢粒（直径小于1mm）。由于钢液中的碳化物在快速冷却过程中来不及沉淀和形成团块，因此获得的钢粒中碳化物颗粒细小且分布均匀。将这些钢粉过筛后置入一个钢桶中，并将钢粉中间的空气抽净形成真空状态，然后在高温、高压下将钢桶中的钢粉压制成形，即可得到致密度为100%的粉末冶金高速钢毛坯。这一制备工艺被称为热等静压成形。然后可对毛坯进行锻造、轧制等后续加工。

利用热等静压成形工艺制备的粉末冶金高速钢中的碳化物颗粒非常细小，而且不管其合金含量为多少，这些碳化物颗粒都可均匀分布于整个高速钢基体中。

虽然不同的生产商制备粉末冶金高速钢的工艺细节可能略有不同，但其基本工艺原理（氮气雾化制粒和热等静压成形）都是相同的。十分重要的一点是不能将这种制备工艺与热压烧结工艺（用加热到熔点温度的钢粉压制和烧结工件）相互混淆，虽然这两种工艺在名称上有一些相似，但其工艺原理却完全不同。典型的热压烧结工艺是在模具中逐个压制出工件，且通常在原材料粉末中加入了粘结剂，因此烧结后的材料中会形成微孔结构。

采用粉末冶金高速钢制备工艺，钢材生产商可以充分增加钢中的金属碳化物含量，而不会对材料的韧性或易磨性造成有害影响。虽然一些偏爱粉末冶金高速钢的人喜欢将其誉为高速钢与整体硬质合金的"混血儿"，但实际上它只是一种具有尺寸微小的碳化物颗粒和细化的钢基体粒子结构的高速钢。不过，它确实将高速钢良好的韧性与硬质合金的高耐磨性很好地结合于一身。

由于粉末冶金高速钢中碳化物颗粒细小且分布均匀，因此与碳化物含量相同的普通高速钢相比，其强韧性大大提高。凭借这一优势，粉末冶金高速钢刀具非常适合用于切削冲击大和金属切除率高的加工场合（如挠曲切削、断续切削等）。此外，由于粉末冶金高速钢的强韧性不会因金属碳化物含量的增加而削弱，因此，钢材生产商可以在钢中添加大量合金元素，以提高刀具材料的性能。

以丝锥为例，由于攻螺纹加工中丝锥切削刃不断与工件接触和分离，切削

冲击较大，因此需要用高强韧牌号的耐碎钢制造丝锥，同时，为了提高丝锥的耐磨损性能，要求刀具材料中的碳化物含量较高。原来常用的丝锥材料为普通高速钢牌号 M-2，现在则可用粉末冶金高速钢牌号 M-4 替代。这两种牌号中的中硬碳化物含量大致相同（M-4 为 8%，M-2 为 7%），但粉末冶金高速钢牌号中的高硬碳化物含量却远远高于普通高速钢（M-4 为 6%，M-2 仅为 2%），因此，M-4 丝锥的耐磨性得到显著增强，加工效率和刀具寿命提高，同时 M-4 丝锥的强韧性也大大优于 M-2 丝锥，在攻螺纹加工中不易碎裂。

粉末冶金高速钢的缺点是价格较贵，为普通高速钢的 2 ~ 5 倍（不同牌号有所差异）。因此，刀具制造商必须在刀具性能的提高与额外增加的刀具制造成本之间进行权衡。对于小型复杂刀具而言，由于材料费用只占刀具总成本的一小部分，因此，采用粉末冶金高速钢十分划算。而对于大尺寸的简单刀具而言，是否选用粉末冶金高速钢则需要仔细斟酌。不过，粉末冶金高速钢磨削性的显著改善，通常可使增加的材料费用得到部分（或全部）补偿。

影响钢材磨削性的主要因素是钢中碳化钒的含量，由于碳化钒的硬度要高于磨轮中氧化铝磨粒的硬度，因此在磨削钒含量较高的普通高速钢时，磨粒容易钝化，产生磨削热较多，磨轮磨损较快，所需磨削工时也较长。而粉末冶金高速钢中碳化物细小且分布均匀，与普通高速钢相比，对磨轮的损耗较小，可大大缩短磨削工时，节省磨削加工费用。小型复杂刀具通常需要进行大量精密磨削加工，即其磨削/材料成本比率较高，因此，增加的材料费用支出很容易在磨削加工环节全部收回（甚至可有盈余）。而大规格刀具所需磨削加工较少，磨削/材料成本比率较低，因此，材料磨削性的改善通常只能部分补偿材料成本的提高。虽然采用粉末冶金高速钢的经济性因不同刀具制造商的生产工艺而异，但一般而言，刀具材料磨削性的改善可使磨削工时缩短约 30%。

如今，粉末冶金高速钢刀具已成为整体硬质合金刀具的有力竞争者。虽然整体硬质合金刀具硬度很高，但脆性也很大，因此多用于车削加工，而不太适合切削冲击较大的加工和粗加工。由于粉末冶金高速钢中含有大量硬质碳化物，因此，其耐磨性可达到与整体硬质合金相当的水平，而其韧性则优于整体硬质合金，更能胜任要求刀具兼具耐磨性和强韧性的切削加工（如攻螺纹、立铣加工等）。

粉末冶金工艺改变了传统高速钢的材料特性，尤其是采用新开发的提纯技术，使粉末冶金高速钢可以达到极高的合金含量而又能保持其韧性。因此，粉末冶金高速钢刀具的切削性能在几乎所有切削加工领域全面超越了传统高速钢刀具，并在高切除率、高冲击性切削加工中优于整体硬质合金刀具。虽然其价格高于普通高速钢，但可以通过刀具性能的提高、寿命的延长、磨削性的改善而获得补偿。

17.3　粉末冶金模具钢

工业的发展对冷作模具冲压性能要求也越来越高，一个简单的冲切模具，具有 20 万次的寿命也不再满足低成本、高产量标准的要求。使用新开发的模具材料（例如粉末冶金模具钢）能够达到百万次的模具寿命。从模具经济性方面考虑，使用粉末冶金（PM）模具钢大大降低了单件成本。尽管模具初始成本较高，但是延长模具寿命，减少停工时间，同样让使用者获益。从冶金学观点来看，根据特殊方法冶炼推出的粉末冶金模具钢比常规工具钢的寿命长。粉末冶金模具钢碳化物细小且分布均匀。碳化物类型能够被设计出来，形成更硬的碳化物 VC。碳化物越硬，尺寸越小，分布越均匀，就越能提高模具寿命。虽然粉末冶金模具钢得到越来越多的认可，但是通过客户服务发现，在使用粉末冶金材料时，仍遇到料想不到的失效实例。这些失效通常不是由材料的缺陷引起，而是与模具的加工有关。

如 VANADIS 6 长寿命粉末冶金模具钢，用于对混合型磨损（磨粒/粘着）和抗崩角性能有高要求的应用场合，典型地用于硬的产品的冲裁和成形，冲裁中、高碳钢，冲裁较硬的材料，塑料模具，塑料加工零件。

第 18 章　磁性材料及其热处理

磁性材料是电力工业、电信工业、仪表和电子计算机工业、自动化控制技术中不可缺少的材料。磁性材料分为软磁材料和硬磁材料。软磁材料有磁性粉末、磁粉芯、软磁铁氧体、矩磁铁氧体、压磁铁氧体、微波铁氧体、正铁氧体和粉末硅钢等；硬磁材料有硬磁铁氧体、稀土钴硬磁、磁记录材料、微粉硬磁、磁性塑料等。用于制造各种转换、传递、储存能量和信息的磁性器件。

磁性是物质的一种基本特性。当物质在外加磁场的作用下，将产生一定的磁感应。若磁场强度为 H，单位为安倍每米（A/m）（旧单位为 $Oe = 10^3/4\pi \cdot A/m$），磁感应强度为 B，单位为特斯拉 T（旧单位为 $G = 10^{-4}T$），则两者关系为：

$$B = \mu H$$

式中　μ——磁导率，其单位为 H/m（旧单位为 G/Oe，折合成新单位 H/m 需乘上 1.25×10^{-6}）。

根据 μ 值的不同，可将材料分为以下几类：

抗磁性材料：μ 略小于 1G/Oe，受磁场微弱的排斥，如铜、锌、铝、铅等。

顺磁性材料：μ 略大于 1G/Oe，受磁场微弱的吸引，如碱土金属、碱金属等。

铁磁性材料：μ 值极大，可达数万至数十万，并随外磁场强度的变化而异，磁化容易，易达到磁饱和，受磁场极大的吸引。属于这类的金属主要是铁、镍、钴及其合金等。

铁磁性材料在外加磁场作用下的磁化曲线如图 18-1 所示。

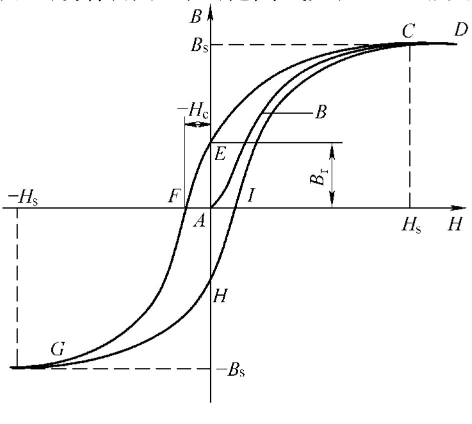


图 18-1　铁磁材料的磁化曲线

经退火后的磁性材料，在磁场中，当磁场强度 H 逐渐升高时，磁感应强度 B 按 $ABCD$ 曲线上升，开始 B 值上升较快，近于线性关系，经过弯曲点 B 后，逐渐缓慢，至 C 点后，磁感应强度达到饱和，以后虽增加 H 值，B 值并不增加。磁饱和点的磁场强度为 H_s，饱和磁感应强度 B_{max} 为 B_s，曲线 $ABCD$ 为初始磁化曲线。

若逐步减少 H 值，B 将沿 $CDEF$ 曲线下降，出现磁滞现象。在 $H=0$ 处，材料的磁感应强度 $B\neq0$，而为 B_r，称为余磁。要使 B_r 消除，必须加负的磁场至 F 点，剩磁消失，$B=0$，此时 H 值为 H_c，这一磁场强度称为矫顽力（或矫顽场）。进一步增加负 H 值，B 将沿 FG 线变化至 G 点，磁感应强度又达饱和，B_{max} 为 B_s 点。再度升高磁场，磁感应将沿 $GHID$ 变化，这样 $CEFGIC$ 组成了磁滞回线。

按 H_c 值的大小，将铁磁性材料分为硬磁材料和软磁材料。

硬磁材料 H_c 大，磁滞曲线面积大，见图 18-2a；软磁材料的剩 H_c 小，磁滞曲线面积小，见图 18-2b。两者具有不同的磁特性，应用于不同的场合。

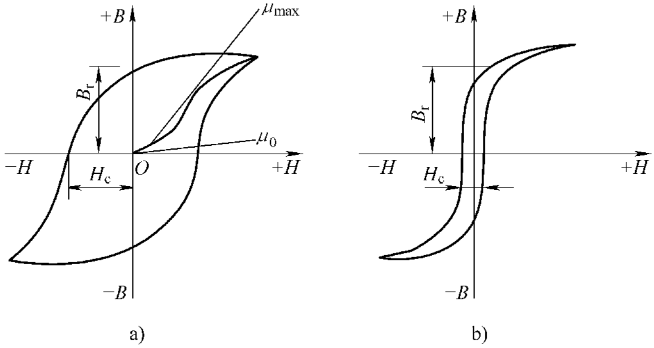


图 18-2　不同铁磁性材料的磁滞回线

a）硬磁材料　b）软磁材料图

磁化曲线中的 μ 值，随外加磁场强度变化而变化，其中两个 μ 值对磁性材料的应用有较大的意义，它们是：①起始磁导率 μ_0：在起点 O 上的曲线斜率，表示 $H=0$ 时的磁导率；②最大磁导率 μ_{max}：为磁滞曲线上最大斜率，即曲线上 B/H 最大者。

18.1　软磁材料

18.1.1　软磁材料特点

软磁材料在外加磁场作用下显示磁性，外加磁场去除后，应立即消除磁性。根据这一要求，软磁材料应用有以下特点：

1）在小的外加磁场作用下，有尽可能大的磁感应强度。为满足这一要求，希望磁化曲线有很大的斜度，即有很大的磁导率 μ。尤其是希望 μ_0 高，以便材料在较小磁场作用下，即有很高的磁感应强度。收音机、电视机中的磁性材料所施加的磁场是比较弱的，主要使用它的起始磁导率。

2）在断开或移去磁场时，磁感应尽可能完全消除，亦即退磁容易。因此，要求软磁材料 H_c 应尽量小。

3）铁损应尽量少，工作时不发热，保证零件能正常运转。为减少铁损，要求材料磁滞面积小，电阻率大。铁损值还与使用频率有关，高频铁损大。铁损的单位用 W/kg，符号用 p 表示。

为满足软磁材料的磁性要求，优良的软磁材料应为夹杂和点阵缺陷少；通过结构化和磁场处理，使材料磁畴发生晶粒取向，使用时尽量使用磁化方向，使 H_c 减少和 μ_{max} 提高。

18.1.2 常用软磁材料

常用软磁材料性能特点及应用范围见表 18-1。

表 18-1 软磁材料性能特点及应用范围

材料品种	性能特点	应用范围
电工纯铁	含碳 0.04%（质量分数）以下，饱和磁感应强度高，H_c 小于 1.5Oe，冷加工性好，但电阻率低，铁损高，有磁时效现象	一般用于直流或磁场，交流磁场铁损大场合
硅钢（Fe-Si 合金）	铁中加入 w（Si）=0.8% ~4.5% 和电工用纯铁，比电阻率增加，铁损降低，磁时效基本消除，μ_{max} 和磁感应强度大。但硬度提高，脆性增大	电动机、变压器等
Fe（36%）-Ni 合金	在低磁场下，磁导率高，恒 μ 矫顽力低，但对应力较敏感	非线性失真小的变压器低磁场高频下工作元件
Fe（50%）-Ni 合金	磁饱和强度高，矫顽力低	交流器磁放大器，磁场屏蔽
铁铝合金，Al（16%）	高电阻，高硬度脆性大	放音头和拾音头的铁心元件，低和高磁场下工作的器件
含 Cu、Mo、Cr 的 Fe(70% ~80%)-Ni 合金	μ_{max} 极大，磁饱和强度低	变压器铁心，磁放大器，磁场屏蔽元件，高频下低磁场元件
Fe（49%）-Co（49%）-V（2%）Fe-Co 合金	磁饱和强度极高，高磁场下将获得高磁感	极头芯，电话膜片

1. 工业纯铁

工业纯铁是一种碳质量分数极低的软钢，其碳的质量分数在 0.03% ~ 0.04%，Si、Mn、S、P 含量也极低，是直流电技术中主要磁性材料之一。工业纯铁有较小的矫顽力 H_c，高的磁饱和值 B_s，但它的电阻率较低，在交流反复磁化时，造成相当大的涡流损耗，故不适于交流场合中应用。

工业纯铁的磁饱和值 B_s 为 2.158T，矫顽力 H_c 为 40 ~ 20A/m，退火状态的起始磁导率 μ_0 为 0.000625H/m，最大磁导率 μ_{max} 为 0.0075H/m。

纯铁的磁性与纯度关系很大，杂质造成点阵畸变，阻碍磁化过程进行，增加矫顽力，加大磁滞损耗。碳在软磁材料中是有害杂质之一，使磁性能恶化。存在于固溶体中的碳影响很大，游离渗碳体次之，如以石墨碳形式存在影响最小。平炉冶炼工业纯铁时，用氧化渣除去碳、硅、锰，再用还原渣除去硫、磷，对氮、氢等元素亦应控制在较低范围内。

为改进磁铁的磁性能，可采用羟基铁粉（是一种化学提纯方法制造的铁粉，即一氧化碳和铁化合成碳酸铁 $Fe_2(CO)_3$，再凝聚、分解成纯铁细粉）压制、烧结成零件。羟基铁粉含碳及其他杂质少，故其矫顽力低，H_c 为 6 ~ 7A/m、μ_{max} 为 0.0025H/m，但羟基铁粉成本高，不如工业纯铁应用广。

纯铁的最终热处理是退火。在较低温度退火时（800℃左右），变形产生的点阵缺陷消失，恢复原始状态，应力消除，将使磁性能提高。如采用较高温度退火（1000℃左右），纯铁的晶粒长大，晶界边缘阻碍磁化，粗晶粒晶界减少，将使阻碍减少，μ 值及 B_s 增大。退火若在氧气中进行，将增加材料的纯度，退火时，表面夹杂与氢作用而消除，中心夹杂将向表面扩散，与氢继续作用除去，温度高时，则将促使杂质扩散。因此，高温退火将获得杂质少的粗晶粒纯铁，高温氢气退火后，碳降至 0.0012%（质量分数）、Mn 降至 0.028%（质量分数）。

纯铁采用以下工艺规范退火：随炉升温至 800℃，再以 50℃/h 速度升温至 860℃ ~930℃，保温 4h，以小于 50℃/h 速度冷至 700℃，再炉冷至 500℃以下出炉。

电磁纯铁的牌号、主要成分和用途见表 18-2。电磁纯铁的磁性能见表 18-3。

表 18-2　电磁纯铁的牌号、主要成分和用途

种类	牌号		主要成分（质量分数,%）					一般用途
	名称	代号	C	Si	P	S	Al	
铝镇静纯铁	电铁 3 电铁 3 高	DT3 DT3A	0.04	0.20	0.02	0.02	0.50	一般电磁元件

（续）

种类	牌号		主要成分（质量分数，%）					一般用途
	名称	代号	C	Si	P	S	Al	
铝镇静纯铁	电铁4 电铁4高 电铁4特 电铁4超	DT4 DT4A DT4E DT4C	0.025	0.20	0.02	0.02	0.15～0.50	在一般时效工艺下，保证无时效的电磁元件

表18-3　电磁纯铁的磁性能

牌号	矫顽力	矫顽力时效增值	最大磁导率	磁感应强度/T ≥						
	H_c /（A/m） ≤	ΔH_c /（A/m） ≤	μ/ （$\times 10^{-3}$H/m） ≤	B200	B300	B500	B1000	B2500	B5000	B10000
DT3	96	—	7.5	1.20	1.30	1.40	1.50	1.62	1.71	1.80
DT4		9.6								
DT3A	72.0	—	8.8							
DT4A		7.2								
DT4E	48.0	4.8	11.3							
DT4C	32.0	4.0	15.1							

注：B200、B300、B500、…、B10000分别表示磁场强度为200A/m、300A/m、500A/m、…、10000A/m时的磁感应强度。

2. Fe-Si合金（硅钢）

硅钢是用量最大的软磁材料，占软磁材料用量的90%～95%。常用硅钢的牌号、硅含量见表18-4。

表18-4　硅钢的分类牌号、硅含量

级别	类别			w（Si）（%）
	热轧	冷轧无取向	冷轧单取向	
1级				0.8～1.8
2级	DR530-50 DR510-50	W21　W22		1.81～2.80
3级	DR440-50 DR405-50	W32　W33	Q3、Q4、Q5、Q6	2.81～3.80
4级	DR315-50 DR290-50			3.81～4.80

注：冷轧单取向硅钢片 w（Si）=2.90%～3.10%。

表 18-4 中 D 表示电工用钢，第一位数字表示平均含硅量，第二位数表示在同样硅含量下磁性能的差别，数字大则铁损减少，而磁感应强度增加，即磁性能提高。硅钢片分热轧和冷轧两大类，而冷轧硅钢片又有晶粒取向和晶粒无取向之分，分别用 Q 和 W 代表。DR 表示电工用热轧硅钢片。

硅钢在一定频率和磁感应强度下具有比电磁铁大的磁导率、电阻率和高的磁感应强度，同时具有良好的冲压工艺性。硅钢片的磁性能与以下因素有关：

（1）硅钢含量的影响　常用硅钢 w（Si）≤4.5%。当 w（Si）=4.5% 时，μ_{max} 达最大值，H_c 最小，微观各向异性和磁滞伸缩趋向于零。但 w（Si）增加至 4.5% 以上，合金塑性下降，很难加工成薄片，含硅量增加，磁饱和强度也下降。0.3mm 硅钢硅含量和磁性能的关系曲线见图 18-3，不同温度下硅含量和热轧硅钢抗拉强度和伸长率的关系见图 18-4，各种硅含量硅钢的磁化曲线见图 18-5。

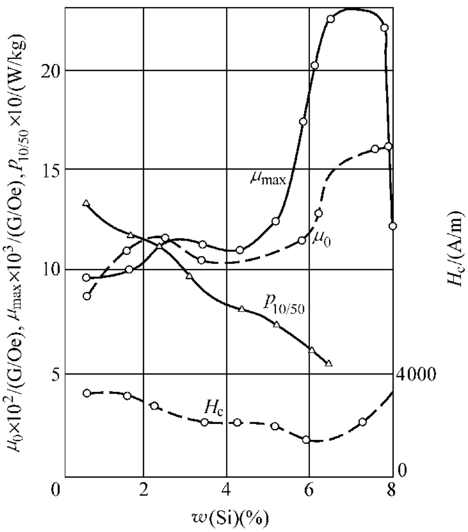


图 18-3　0.3mm 硅钢硅含量和磁性能的关系曲线（1200℃于氢气炉退火 2h）

注：1. 1G/Oe = 1.25 × 10^{-6} H/m

2. $p_{10/50}$ 表示频率为 50Hz，磁感应强度为 10Wb/m^2 时的铁损。

有杂质时硅钢的磁性能影响很大，尤其是碳危害严重，碳在溶解状态使磁滞损失直线上升，目前硅钢中碳的质量分数控制在 <0.01%，硫的质量分数控制在 <0.04%。

（2）晶粒取向（织构）对磁性能的影响　为了进一步提高硅钢片的磁性能，可使硅钢片的多晶面发生晶粒取向，即晶粒的某一晶面平行于轧面，某一晶向平行于轧向，这样整个多晶体在磁性能上接近于单晶体，呈现磁各向异性。目前多采用冷轧 – 退火的方法来获得晶粒取向（织构）。

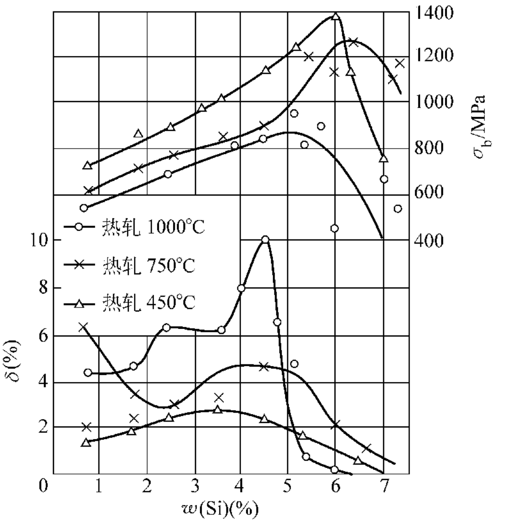


图 18-4　不同温度下硅含量热轧硅钢抗拉强度和伸长率的关系

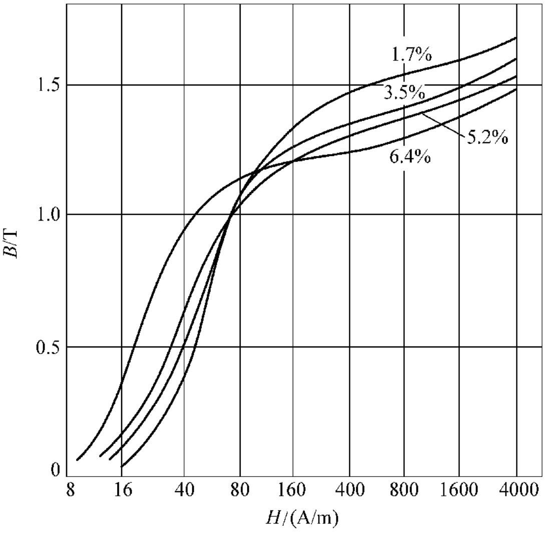


图 18-5　不同硅含量硅钢的磁化曲线（图中百分数为硅的含量分数）

冷轧硅钢片的硅含量 w（Si）=2.9%～3.3%，冷轧后，经一定热处理，晶粒的棱边［100］、晶向和对角面（100）晶面平行于轧面，如图 18-6 所示。这样的晶粒取向又称戈斯织构。戈斯织构硅钢片与轧向呈不同位向取样，则显示不同的磁化曲线（见图 18-7），沿轧向磁化性能良好。其他磁性能也呈同样规律，如铁损 p_{10}，平行于轧向时为 0.88W/kg，垂直于轧向时为 1.55W/kg。在磁场强度为 300A/m 时的磁感应强度在平行于轧向时为 1.5T。因此，戈斯织构硅钢片在使用时有方向性。戈斯织构硅钢片的磁滞损耗极低，硅含量 3%（质量分

数）的硅钢片在 $p_{10/50}$ 条件下工作，轧向损耗下降到 0.4W/kg，而热轧硅钢片为 1.0W/kg。

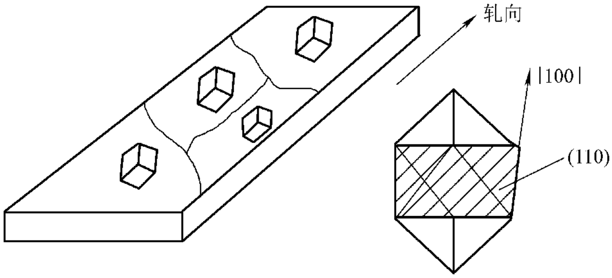


图 18-6　戈斯织构硅钢片示意图

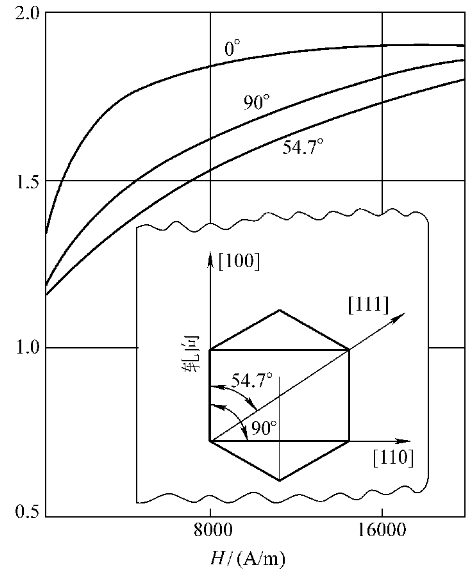


图 18-7　戈斯织构硅钢片与轧向呈不同位向时的磁化曲线

冷轧单向硅钢片的轧制-热处理工艺流程（戈斯法）如下：

热轧至 2.5mm，再冷轧至 1.3mm（压下率约 50%），于 870℃ 中间退火，再冷压至 0.6mm（压下率约 54%），于 810 ~ 890℃ 中间退火，再冷压至 0.3mm（压下率约 50%），于 1100 ~ 1150℃ 长时间最后退火。戈斯织构是在冷轧-退火时，经二次再结晶获得的，在 890℃ 的较低温度进行一次再结晶，在 1100℃ 的高温进行二次再结晶，在二次再结晶时，必须抑制一次再结晶晶粒晶界的任意移动长大，只允许少数晶粒择优长大，长大的晶粒得到织构组织，并取得粗大晶粒。为了获得完善晶粒取向，一次再结晶向上次再结晶过渡，要求尽可能的缓慢。MnS 在高温下能形成良好的戈斯织构，MnS 又能分解为 Mn 和 S，Mn 能溶解于铁，S 则与氢发生反应形成气体挥发。可运用高纯氢去硫，但成本太高。

（3）硅钢片厚度的影响　同一类硅钢片，其厚度越大，涡流损耗越高。硅钢片一般厚度为 0.35mm，主要用于电动机和变压器中。在电信工业中，因使用频率高，涡流损耗大，通常采用厚度为 0.05 ~ 0.20mm 的硅钢片。

电动机及电力变压器中常用硅钢片的磁性能见表 18-5。

表 18-5　电动机及电力变压器中常用硅钢片的磁性能

硅钢品种	钢号	厚度/mm	铁损/(W/kg)≤			不同磁场强度下的磁感应强度≥							
			$p_{10/50}$	$p_{15/50}$	$p_{17/50}$	B_{10} ①		B_{25}		B_{50}		B_{100}	
						T	G ②	T	G	T	G	T	G
热轧硅钢片	DR530-50	0.50	2.2	5.3				1.51	15100	1.61	16100	1.74	17400
	DR405-50	0.50	1.8	4.0				1.50	15000	1.61	16100	1.74	17400
	DR405-50	0.50	1.4	3.2				1.50	15000	1.61	16100	1.74	17400
	DR315-50	0.50	1.35	3.15				1.45	14500	1.56	15600	1.68	16800
	DR315-50	0.50	1.15	2.80				1.45	14500	1.56	15600	1.68	16800
冷轧硅钢片 无取向	W22	0.50	2.0	4.70				1.52	15200	16100	16200		
	W32	0.50	1.6	3.60				1.50	15000	1.6	16000		
	W32	0.35	1.25	3.1				1.48	14800	1.58	15800		
冷轧硅钢片 单取向	Q3	0.35	0.7	1.6	2.3	1.67	16700	1.80	18000	1.86	18600		
	Q4	0.35	0.6	1.4	2.0	1.72	17200	1.85	18500	1.90	19000		

① B_{10}、B_{25}、B_{50}、B_{100} 表示当磁场强度（A · 匝/cm）等于字母后相应数值（10、25、50、100）时基本取向磁化曲线上的磁感应（高斯）。

② $1G = 10^{-4}T$。

3. 铁镍合金

电信技术领域对磁铁材料提出了特殊的要求，希望在弱磁场下能产生高的磁感应强度。铁镍合金与其他软磁材料比较，在低磁场下有高的磁导率和低的矫顽力，能满足电信技术用料要求。铁镍合金通常又称为坡莫合金。

铁镍合金的种类、成分、特性和主要用途见表 18-6。ⅠJ50、ⅠJ51 是二元铁镍合金；ⅠJ79、ⅠJ85 是三元铁镍合金。

表 18-6　铁镍合金的种类、成分、特性和主要用途

种类	牌号	主要成分（质量分数,%）			特性	主要用途
		Ni	Mo	Fe 和其他		
ⅠJ50 类	ⅠJ46 ⅠJ50 ⅠJ54	36 ~ 50		余量	饱和磁感应强度高	中小功率变压器，控制用微电动机的铁心
ⅠJ51 类	ⅠJ51 ⅠJ52 ⅠJ34	34 ~ 50		余量	具有晶粒取向，磁场热处理后具磁畴取向，磁化方向有矩形磁滞回线	中等功率磁放大器，计算机的记忆元件，电阻率低，不在较高频率下使用

（续）

种类	牌号	主要成分（质量分数,%）			特性	主要用途
		Ni	Mo	Fe 和其他		
ⅠJ65 类	ⅠJ65 ⅠJ67	65		余量	磁场热处理后具磁畴取向，局矩形磁滞回线，沿磁化方向直流 μ 值高	中等功率磁放大器，小功率磁放大器
ⅠJ79 类	ⅠJ79 ⅠJ80 ⅠJ83 ⅠJ76	74 ~ 80	3.8 ~ 4.1	余量	在低磁场下，具有高的磁导率 μ_0 值大，H_c 低，但饱和磁感应强度低	低磁场下使用的高灵敏的功率放大器，小功率磁放大器，继电器等
ⅠJ85 类	ⅠJ85 ⅠJ86 ⅠJ77	80 81 77	4.8 ~ 5.2	余量	具有高的 μ_0 值，极低 H_c，很高的 μ_{max}，对弱信号反应灵敏，电阻率比ⅠJ79 高，但饱和磁感应强度低	仪表和电信工业中元件，高精度变压器，互感器，快速磁放大器等

铁镍合金的磁性能主要与以下因素有关：

（1）成分的影响　常用铁镍合金的 w（Ni）=34% ~81%，若 Ni 量变化，起始磁导率 μ_0 将发生变化，w（Ni）=80% 左右的铁镍合金其 μ_0 呈极大值，如图 18-8 所示。

饱和磁感应强度与温度和镍含量的关系如图 18-9 所示，当 t 上升，则 B_s 下降，降至各种材料居里点，呈顺磁性。材料镍含量也影响 B_s 值，w（Ni）增加，B_s 下降。

在铁磁合金中加入铬和钼，能提高材料的电阻率，减少涡流损失，提高 μ_0 值。w（Ni）=3.8% 的ⅠJ79 铁镍合金，应用于弱信号的变压器上，称为钼坡莫合金。在铁钼合金中加入 w（Mo）=5% 和 w（Mn）=0.5%，即为超坡莫合金，如ⅠJ85。

（2）铁镍合金热处理　铁镍合金的磁性能如磁导率、矫顽力等对热处理有高度的敏感性，如图 18-8 所示，炉冷与两次处理的 μ_0 值为 2.5×10^{-3}H/m，两次处理 μ_0 值为 11.25×10^{-3}H/m。

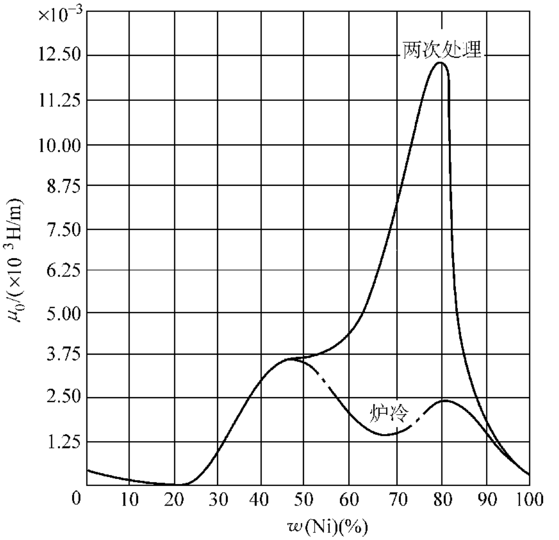


图 18-8　铁镍合金 μ_0 与镍含量和不同热处理的关系

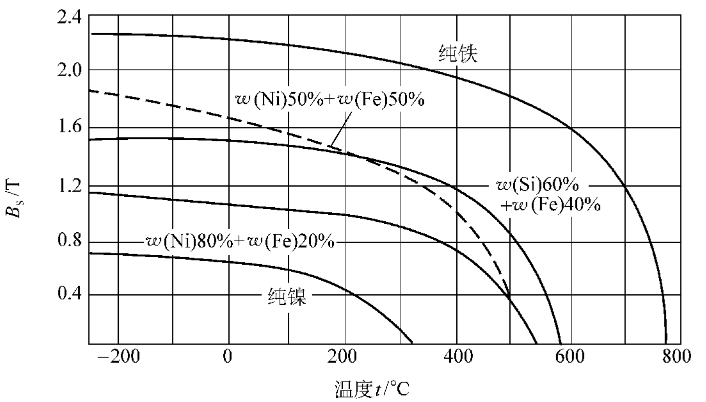


图 18-9　铁镍合金磁饱和强度 B_s 与温度和镍含量的关系

两次处理的热处理工艺为：900～950℃加热 1h，在保护气氛中以 <100℃/h 冷速冷却；然后再加热至 600℃，并在空气中快速冷却至室温。两次处理又称“坡莫合金典型处理”或“空气淬冷”。

炉冷的热处理工艺为：900～950℃加热 1h，以 <100℃/h 冷速冷却。铁镍合金的晶粒虽经上述方法处理，仍很细小，只有经过 95% 以上的压延率和 1100℃

以上高温退火，才发生二次再结晶，形成粗晶粒。铁镍合金的热处理工艺见表 18-7。

表 18-7　铁镍合金的热处理工艺规范

<table>
<tr><th>牌号</th><th colspan="2">热处理类型</th><th>加热温度及速度</th><th>保温时间/h</th><th>冷却方法</th><th>备注</th></tr>
<tr><td>1J50
1J79</td><td rowspan="3">退火</td><td rowspan="3">在氢气或真空中</td><td>1050～1150℃
随炉升温</td><td>3～6</td><td>以 100 ～ 200℃/h 速度冷却</td><td></td></tr>
<tr><td>1J51</td><td>1050～1150℃
随炉升温</td><td>1</td><td>至 300℃出炉</td><td></td></tr>
<tr><td>1J85</td><td>1100～1200℃
随炉升温</td><td>3～6</td><td>以 100～200℃/h，冷却到 480℃快冷到 400℃出炉</td><td></td></tr>
<tr><td rowspan="2">1J79</td><td rowspan="2">两次处理</td><td rowspan="2">在氢气中</td><td>第一次 900～950℃</td><td>1</td><td>随炉随炉 < 100℃/h</td><td></td></tr>
<tr><td>第二次 600～650℃</td><td>1</td><td>空冷至室温</td><td></td></tr>
<tr><td rowspan="2">1J66
1J55</td><td rowspan="2">磁场处理</td><td rowspan="2">在氢气中</td><td>预退火 1200℃</td><td>3</td><td>以 < 100℃/h 冷速冷至 600℃，炉冷 300℃出炉</td><td rowspan="2">1J51 磁场处理效果较低</td></tr>
<tr><td colspan="3">磁场处理：650℃在 16000A/m 磁场下保温 1h，以 50℃/h 冷至 200℃出炉</td></tr>
</table>

材料经机械加工和冷变形后，内应力增加，磁性能恶化，须进行高温退火消除。高温退火的目的为：①消除内应力；②获得均匀的再结晶组织。

对于软磁合金希望得到粗大的晶粒，但对具有织构的软磁合金，为避免织构破环，不宜采用高温。高温退火最好在氢气或真空炉中进行。在纯氢气中退火，能去除杂质达到净化目的。高温退火时，升温速度要求不高；但冷速对磁性能影响较大，冷速太大，热应力大，则磁性能下降。

（3）铁镍合金的织构　w（Ni）＝50%的铁镍合金（1J51），属于面心立方晶系，通过适当的冷轧和热处理，形成立方织构。立方织构和戈斯织构不同，立方织构是（100）平行于轧面，［100］平行于轧向，见图 18-10。戈斯织构沿轧向有良好的磁性能，但垂直于轧向为磁化方向，磁感应值低。立方织构沿轧向和横向均为磁的择优方向（双取向织构）。立方织构的织构度比戈斯织构的要大得多，即沿轧向上的晶粒取向要理想得多，因此，具有织构的 Fe-Ni 合金初磁化曲线，要比具有织构的 Fe-Si 合金陡得多，即矩形性强，如图 18-11 所示。磁放大器的铁心就要求软磁材料有矩形磁滞回线。

w（Ni）＝50%的铁镍合金，获得立方织构的工艺为：大的压下量（一般为 95%以上），然后在氢或真空中 1050～1100℃加热，再以 100～200℃/h 冷却至 300℃出炉，获得粗晶粒的立方织构。

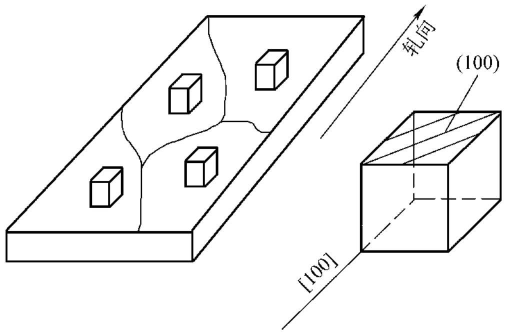


图 18-10　立方织构示意图

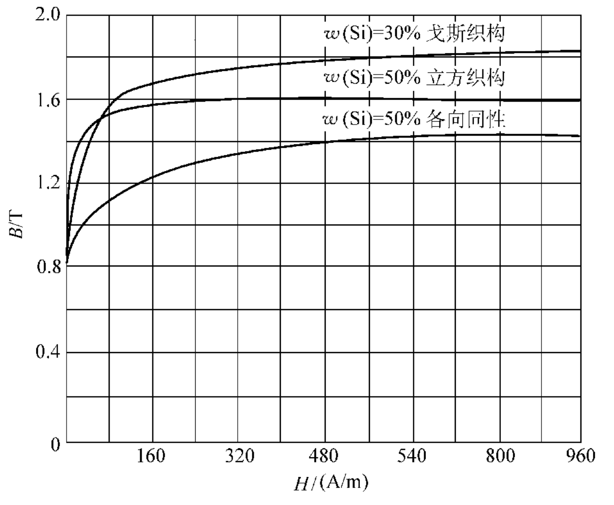


图 18-11　晶粒取向对 Fe-Si 合金磁化曲线的影响

（4）磁场处理　铁镍合金先进行高温退火，然后再加热至居里点以上温度，再在磁场中冷却，称为磁场处理。w（Ni）=65%的二元铁镍合金和w（Ni）=50%铁镍合金，经磁场处理后也呈现矩形磁滞曲线，见图 18-12。磁场冷却对 Fe-Si 合金最大磁导率的影响见图 18-13。w（Ni）=70%左右的合金磁场处理效果最好；w（Ni）=50%合金磁场处理效果较低；w（Ni）=78%、w（Ni）=80%合金磁场处理效果消失，故w（Ni）>79%的铁镍合金不进行磁场处理。

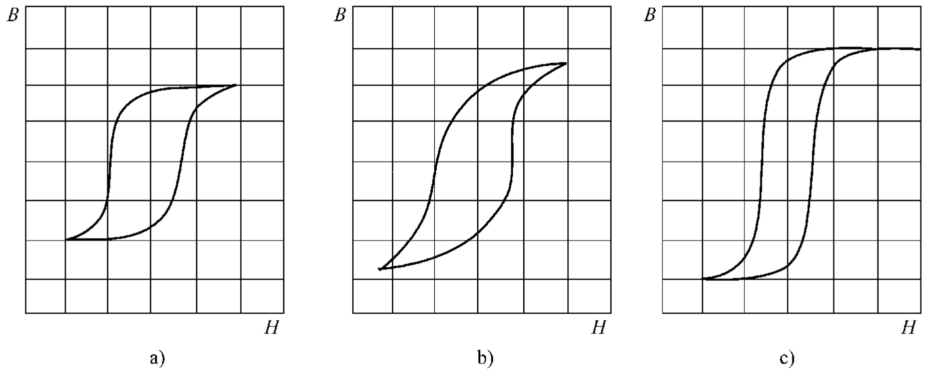


图 18-12　各种条件下的 Fe-Si 合金磁滞曲线

a）w（Ni）＝50％具有立体织构的合金　b）w（Ni）＝50％采用磁场冷却的合金

c）w（Ni）＝64.5％采用磁场冷却的合金

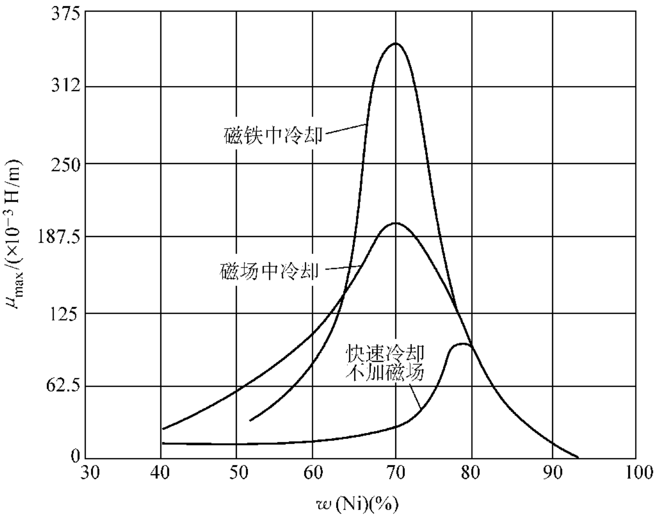


图 18-13　磁场冷却对 Fe-Ni 合金最大磁导率的影响

Ⅰ J66 铁镍合金采用以下磁场处理工艺：在氢气保护下，加热至 650℃（该合金的居里点约为 600℃），保温 1h，加 1600A/m 的磁场，以 50～100℃/h 冷速冷却至 200℃出炉。

各种铁镍合金直流磁性和交流磁性见表 18-8、表 18-9。

表 18-8 铁镍合金直流磁性

牌号	厚度/mm	磁导率μ				矫顽力 H_c ≤		饱和磁感应强度 B_s ≥		磁场为 80A/mm 时的 B_r/B_s 值≥
		μ_0/（H/m）	μ_0/（G/Qe）	μ_{max}/（H/m）	μ_{max}/（G/Qe）	A/m	Oe	T	G	
I J50	0.1～0.19	0.0040	3200	0.0400	32000	14.4	0.18	1.5	15000	
	0.2～0.34	0.0045	3600	0.0500	40000	11.2	0.14	1.5	15000	
	0.35～1.0	0.0056	4500	0.0625	50000	9.6	0.12	1.5	15000	
I J51	0.05～0.09			0.0625	50000	16	0.20	1.5	15000	0.90
	0.1			0.0750	60000	14.4	0.18	1.5	15000	0.90
I J79	0.1～0.19	0.0250	20000	0.188	15000	2.0	0.025	0.75	7500	
	0.2～0.34	0.0275	22000	0.225	18000	1.6	0.02	0.75	7500	
	0.35～1.0	0.0300	24000	0.250	20000	1.2	0.015	0.75	7500	
I J85	0.1～0.19	0.0375	30000	0.188	150000	1.6	0.02	0.70	7000	
	0.2～0.34	0.0500	40000	0.225	180000	1.2	0.015	0.70	7000	
	0.35～1.0	0.0625	50000	0.312	250000	0.8	0.01	0.70	7000	

表 18-9 常用铁镍合金在不同频率下的交流磁性（冷轧带材）

牌号	频率f/Hz	厚度/mm	μ_0/（H/m）	μ_{max}/（H/m）	H_c/（A/m）	80A/m 时的		铁损/（W/kg）		
						B/T	B_r/T	p_{10}	p_{12}	p_{14}
I J50	50	0.35	0.0052～0.0156	0.0394～0.0563	16.0～25.6	0.975～1.25	0.815～0.935	—	—	—
		0.10	0.0048～0.0106	0.0510～0.0818	10.4～17.6	1.08～1.20	0.83 0.92	0.195～0.35	0.31～0.68	0.61～0.185
	400	0.35	0.0073～0.0076	0.0123～0.0169	—	—	—	—	—	—
		0.10	0.00413～0.0104	0.0318～0.0533	18.4～31.2	1.08～1.20	0.87 0.92	3.10～5.50	4.95～9.20	9.35～14.0
	800	0.10	0.004～0.0104	0.0229～0.0402	24.8～41.6	1.08～1.20	0.90 0.92	8.55～15.5	13.0～23.5	22.5～38.0
	2000	0.10	0.00331～0.0079	0.0316～0.0245	40.8～67.2	0.94～1.15	0.92 0.97	30.5～63.0	51.0～105.0	78.5～147.0

（续）

牌号	频率 f /Hz	厚度/mm	μ_0 /（H/m）	μ_{max} /（H/m）	H_c /（A/m）	80A/m 时的		铁损/（W/kg）		
						B/T	B_r/T	p_{10}	p_{12}	p_{14}
I J51	400	0.05	—	—	19.2 ~ 29.6	1.25 ~ 1.47	0.93 0.99	2.13 ~ 4.21	2.54 ~ 5.37	2.98 ~ 10.5
		0.02	—	—	20.0 ~ 28.8	1.40 ~ 1.50	0.94 0.98	2.83 ~ 3.98	3.71 ~ 5.20	4.93 ~ 6.73
	800	0.05	—	—	22.0 ~ 31.6	1.25 ~ 1.47	0.93 0.99	4.25 ~ 9.25	5.1 ~ 11.9	5.96 ~ 23.2
		0.02	—	—	22.4 ~ 31.2	1.40 ~ 1.50	0.945 0.98	6.20 ~ 8.46	8.17 ~ 11.1	10.9 ~ 16.0
	2000	0.05	—	—	29.6 ~ 39.6	1.245 ~ 1.44	0.94 0.995	21.4 ~ 25.6	28.1 ~ 35.8	36.1 ~ 50.8
		0.02	—	—	26.4 ~ 32.0	1.35 ~ 1.47	0.975 0.995	18.2 24.2	23.9 ~ 30.3	31.8 ~ 53.8
I J79	50	0.35	0.0212 ~ 0.0563	0.0833 ~ 0.114	10.4 ~ 16.6	0.71 ~ 0.80	0.79 ~ 0.84	—	—	—
		0.10	0.0225 ~ 0.050	0.143 ~ 0.236	1.6 ~ 6.64	0.71 ~ 0.78	0.68 0.85	—	—	—
	400	0.35	0.0115 ~ 0.0188	0.0248 ~ 0.0368	43.2 ~ 59.2	0.67 ~ 0.78	0.78 0.92	—	—	—
		0.10	0.020 ~ 0.040	0.0588 ~ 0.123	4.8 ~ 14.4	0.71 ~ 0.78	0.75 0.85	—	—	—
	800	0.10	0.0188 ~ 0.0338	0.0364 ~ 0.0818	8.0 ~ 24.0	0.70 ~ 0.78	0.78 0.87	—	—	—
	2000	0.10	0.0125 ~ 0.0223	0.0119 ~ 0.0457	19.2 ~ 48.0	0.70 ~ 0.77	0.85 0.95	—	—	—

18.1.3 其他软磁材料

1. 铁铝合金

铁铝合金含 w（Al）=6% ~16%，具有高的电阻率，涡流损耗小，硬度高，耐磨性好，密度低，重量轻等性能特点。但含铝量较多时，塑性小，轧制加工困难。

铁铝合金的牌号、铝含量、热处理及磁性特点见表 18-10。

表 18-10 铁铝合金的牌号、铝含量、热处理及磁性特点

牌号	w(Al)(%)	热处理规范				磁性特点
		退火气氛	加热	保温时间	冷却	
ⅠJ6	5.5～6.0	氢或真空	950～1050℃随炉升温	2～3h	以 100～150℃/h 冷却至250℃出炉	在 Fe-Al 合金中 B_s 最高，耐蚀性较好
ⅠJ12	11.6～12.4	氢或真空	1050～1200℃随炉升温	2～3h	以 100～150℃/h 冷却至 500℃，再以 ≤50℃/h 冷却至 200℃以下出炉	有高的电阻率，B_s 介于ⅠJ6 和ⅠJ7 间，与ⅠJ50属同类型合金
ⅠJ13	12.8～14.0	空气或氢	900～950℃随炉升温	2h	以100℃/h冷却至650℃，再以≤60℃/h冷却至 200℃以下出炉	B_s 在ⅠJ6，ⅠJ16 之间，H_c 低
ⅠJ16	15.5～16.3	氢或真空	950～1150℃随炉升温	950℃ 3～4h，1150℃ 1.5h	炉冷速度 300～500℃/h，至650℃淬入水中	在 Fe-Al 合金中 μ 最高，H_c 最低但 B_s 不高

2. 铁钴合金

ⅠJ22 是 w（Co）=49%、w（Fe）=49%、w（V）=2%的合金，是软磁材料中饱和磁感应强度最高的材料，其居里点比铁高。ⅠJ22 合金在其他软磁材料均已高温退磁的情况下，仍能保持良好的磁稳定性，但钴含量高，价格昂贵，适用于反应堆和宇航工业，普通工业应用受限制。

铁钴合金的退火工艺规范为：在氢气或真空中加热，随炉升温至 850～900℃，保温 3～6h，以 50～100℃/h 冷速冷至 750℃，再以 180～240℃/h 冷速冷至 300℃出炉。

ⅠJ22 合金的磁场处理为：加热到 850℃，保温 4h，从保温开始，加以 >1200～1600A/m 的直流磁场，保温完毕，以 50℃/h 冷速冷至 750℃，再保温 3h，以 200℃/h 冷速冷至 300℃出炉。退火和磁场处理可结合进行。

18.1.4 软磁材料的选用

在不同工作条件下，应选用不同的软磁材料。

1）高磁场、低频率下使用硅钢片，如电动机、变压器等。

2）弱磁场、高频下使用的软磁材料，可选铁镍合金中的 IJ50、IJ51、IJ79、

IJ85，如用于磁放大器、磁场屏蔽元件、高频下的弱磁场元件。

3）在特殊场合下使用的软磁材料，如要求产品体积小、重量轻，可选用IJ22铁钴合金，为了制作记忆元件，可选用具有矩形磁滞曲线的IJ66恒导磁合金。

18.2　永磁材料

永磁材料系指磁场消失后仍能保持强磁和磁性稳定的材料。永磁材料经磁饱和后，应有大的剩磁 B_r 和大的矫顽力 H_c，最大磁能积 $(BH)_{max}$ 即磁滞曲线的面积亦应较大。

18.2.1　半硬磁性材料

半硬磁性材料的磁性能较低，一般 $H_c < 32000\text{A/m}$，磁积能 $(BH)_{max} < 16000\text{J/m}^2$，有相当大的 B_r。半硬磁材料一般都具有良好的塑性，可进行加工，如锻轧、拉丝等，所以又称为塑性变形永磁材料。

常用半硬磁性材料见表18-11，根据热处理方法，半硬磁性材料可分为淬硬钢类、α/γ 相变合金和沉淀硬化合金三种。

表 18-11　半硬磁性材料的化学成分、磁性能和用途

类别	牌号	化学成分（质量分数,%）	磁性能			用途
			B_r/T	H_c /（A/m）	$(BH)_{max}$ /（J/m³）	
淬硬钢类	50	C：0.5，Fe：其余	1.1	3200		门、锁簧片继电器
	50（淬火400℃回火）		1.45	1220		
	T9	C：0.9，Fe：其余	0.95	4000		
	铬钢	C：0.9，Cr：3.5，Fe：其余	0.95	5100	2.3×10^3	磁滞电动机、同步电动机、转速表
	钨钢	C：0.7，Cr：0.5，W：0.6，Fe：其余	1.02	5600	2.38×10^3	
	铬钨钴钢	C：1.0，Cr：5.0，W：5.0，Co：3.5，Fe：其余	0.90	19.9×10^3	7.56×10^3	

（续）

类别	牌号	化学成分（质量分数,%）	磁性能			用途
			B_r/T	H_c/（A/m）	$(BH)_{max}$/（J/m^3）	
α/γ 相变合金	铁钴钒磁性合金 1	Co：52，V：9，Fe：其余	1.15	12.6×10^3	8×10^3	磁滞电动机，舌簧开关
	铁钴钒磁性合金 2	Co：52，V：14，Fe：其余	1.00	29.5×10^3	1.59×10^3	
	铁锰合金	Mn：11，Ti：3，Fe：其余	1.00	12×10^3		
沉淀硬化合金	铁镍铜合金	Ni：16，Cu：10，Fe：其余	1.49	4000		小型门簧，继电器

1. 淬硬钢类磁性材料

最早使用高硬钢，后在碳钢的基础上加入 W、Cr、Co 等元素形成该类材料。钢淬火形成马氏体，同时具有很大的内应力，钢中碳的质量分数越高，内应力越高，则矫顽力 H_c 也越高，但 B_r 则随碳质量分数的增高而降低，碳的质量分数与 H_c、B_r 的关系见图 18-14。这类材料多需机械加工，故碳的质量分数控制在 0.5%～0.9%之间。碳钢的淬透性低，矫顽力低，保持磁性的能力差，故在碳钢中加入 w（Cr）=3%～5%、w（W）=5%～8%、w（Co）=10%以提高磁性能。

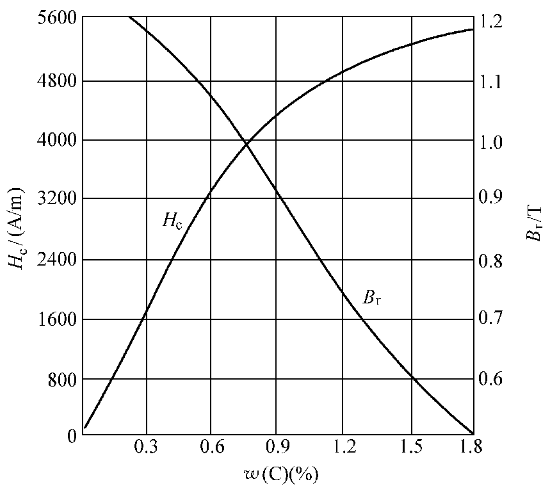


图 18-14 淬硬钢碳的质量分数与 B_r、H_c 的关系

淬硬钢类热处理采用淬火-老化处理工艺。淬火后应力最大，H_c 最高，但使用时磁性不稳定，故淬火后应进行 100℃左右加热、较长时间保温的老化处理，以稳定使用时的磁性。对于某些条件下使用的硬磁钢，回火温度也可提高到

400℃左右，此时材料磁稳定性较好，脆性也小，但 H_c 下降。如 w（C）= 0.5%钢淬火态 H_c 为 3020A/m，经 400℃回火处理后，H_c 降至 1120A/m。

2. α/γ 相变合金

用作半硬磁性材料的 α/γ 相变合金主要有 Fe-Co-V 系、Fe-Mn 系、Fe-Ni 系合金等。这类合金通过机械处理和热处理成为两相组织，通过回火时第二相的析出获得高磁性。

铁钴钒是典型的 α/γ 相变合金硬磁材料，这类合金在高温下为 γ 相（面心立方结构），如迅速冷却到室温，其中部分或全部转变为 α 相（体心立方结构）。在淬火状态下，材料处于软化状态，很容易进行冷加工，随着加工过程的进行，残留 γ 相全部转化 α 相。经淬火后的合金，再在 450～600℃进行时效，则在 α 相内析出非铁磁性的第二相 γ 相，以提高 H_c、B_r，获得高的应磁性。

铁钴钒合金的热处理规范为：1000℃以下加热，淬火得到单相固溶体，冷加工后，在 600℃左右保温 8h 时效，析出 γ 相。

铁锰合金磁硬化过程和铁钴钒相同。铁锰合金锰含量一般为 w（Mn）< 14%（>14%无 α ⇌ γ 相变），首先进行固溶处理，1100℃保温 2h 水淬成单相组织，固溶处理的合金经 550℃回火，从母相内析出第二相，随着第二相的析出，磁通密度减少，矫顽力升高，证明第二相是非磁性的，为 γ 相。H_c 升高与 γ 相的量有关，γ 相量多，则 H_c 下降多，磁感应强度则和 γ 相分散度有关，在相同 γ 相数量下，分散度大，则磁感应强度越高。

常用 α/γ 相变合金的成分、磁性能和用途见表 18-11。

3. 沉淀硬化型半硬磁合金

此类合金常用的有 Fe-Ni-Cu、Fe-Ni-Al-Cu 合金，采用固溶处理和时效来获得良好的磁性能。

如 Fe-Ni-Cu 合金，其成分为 w（Ni）=16%，w（Co）=10%，其余为 Fe。此合金在缓冷时，应为 $\alpha+\gamma_1+\gamma_2$，α 和 γ_2 为富铁相，γ_1 为富铜相。富铁相具有铁磁性，富铜相具有抗磁性，两者混合物则有较高的矫顽力 H_c。如果合金经固溶处理和时效，则由于组织细化，不仅具有较高的 H_c，B_r 值也较高。

合金的固溶处理为：1100～1150℃加热、淬火成均匀的 γ 相组织，于 600℃左右时效，分解成 $\alpha+\gamma_1+\gamma_2$ 的（少量 γ_2 不稳定，常又分解为 $\alpha+\gamma_1$）弥散状组织。经时效处理后，其 H_c 已达到 38200A/m，已略超半硬磁性材料的上限值。

半硬磁性材料主要用于磁滞电动机的转子和继电器的片子簧。

18.2.2　高磁能材料

高磁能材料主要指磁能积 $(BH)_{max}$ 高或矫顽力 H_c 高的材料，其中，铝、镍、钴是该类的主要元素，此外，还有铜镍铁合金及铁氧体材料（非铁合金）。

常用高磁能材料、磁特性和用途见表18-12。

表18-12　常用高磁能材料、磁特性和用途

<table>
<tr><th rowspan="2">类别</th><th rowspan="2">合金牌号</th><th rowspan="2">合金成分（质量分数,%）</th><th colspan="3">磁特性</th><th rowspan="2">用途</th></tr>
<tr><th>B_r /T</th><th>H_c /（A/m）</th><th>$(BH)_{max}$ /（J/m³）</th></tr>
<tr><td rowspan="6">铝镍钴永磁材料</td><td>AlNiCo3</td><td>12Al、24Ni、64Fe</td><td>0.75</td><td>32×10^3</td><td>11.6×10^3</td><td>永磁铁</td></tr>
<tr><td>AlNiCo4</td><td>12Al、28Ni、5Co、55Fe</td><td>0.55</td><td>58.4×10^3</td><td>10.0×10^3</td><td>永磁铁</td></tr>
<tr><td>AlNiCo2</td><td>10Al、18Ni、12.5Co、6Cu、53.5Fe</td><td>0.70</td><td>50.4×10^3</td><td>12.8×10^3</td><td>直流电动机用磁铁、仪表用磁铁</td></tr>
<tr><td>AlNiCo5</td><td>8Al、14Ni、24Co、3Cu、51Fe</td><td>1.27</td><td>52×10^3</td><td>44×10^3</td><td>永磁电动机扬声器、仪表用磁铁</td></tr>
<tr><td>AlNiCo8（无取向）</td><td>7Al、15Ni、34Co、4Cu、5Ti、35Fe（无取向）</td><td>0.87</td><td>116×10^3</td><td>36×10^3</td><td>永磁电动机扬声器、仪表用磁铁</td></tr>
<tr><td>AlNiCo8（有取向）</td><td>7Al、15Ni、34Co、4Cu、5Ti、35Fe（有取向）</td><td>1.18</td><td>106×10^3</td><td>96×10^3</td><td>永磁电动机、吸附磁铁、行波管、磁控管</td></tr>
<tr><td rowspan="2">铜镍铁永磁材料</td><td>CuNiFeⅠ</td><td>20Ni、60Cu、20Fe</td><td>0.57</td><td>37×10^3</td><td>11.9×10^3</td><td>转速计、测速计</td></tr>
<tr><td>CuNiFeⅡ</td><td>2.5Co、20Ni、50Cu、27.5Fe</td><td>0.73</td><td>21×10^3</td><td>6.4×10^3</td><td>转速计、测速计</td></tr>
</table>

1. 铝镍钴永磁材料

Al-Ni-Co合金采用铸造生产，磁性高，稳定性好，制作工艺简单，最早生产的铝镍铁合金为AlNiCo3，后加入钴成了AlNiCo4，以后又在铝镍钴的基础上加入了Cu、Ti，组成铜镍钴合金系列。目前常用的是AlNiCo5和AlNiCo8磁性合金。

此类合金在高温时（>1200℃）是以铁为主体的体心立方点阵α相，在1200~850℃缓慢冷却时，析出细小的面心立方点阵γ_1相，在此温度α与γ_1相平衡存在，<850℃时，γ_1相能自发地转变为α′，室温时α与α′比较是弱磁相，杆状α′相的分布引起硬磁化。

铝镍钴合金的磁性能高低与热处理工艺、磁场处理和结晶组织有关。热处理一般采用加热至单相状态，快速冷却至800℃，避免γ_1相的析出，然后在800℃保温，使α分解为α+α′（纺锤分解）两相弥散组织，然后再在650℃×5h和550℃×20h两次回火。热处理后合金磁性能升高，合金的矫顽力H_c取决于形成质点的各向异性，合金的磁积能$(BH)_{max}$取决于α′相的有序化程度。不加磁场的热处理磁性能较低，磁铁的组织是各向同性的，如在800℃，α相分解时，加入不同强度的磁场，进行热磁等温处理（800℃×15min），则晶体均沿圆

柱轴取向；〔100〕平行轴向，若所加磁场不同，则材料磁性能不同，一般磁场强度在 $160\times10^3\sim240\times10^3$ A/m 已够。合金磁性能与不同热处理和磁场强度的关系见图 18-15。为提高性能尤其是最大磁积能，大力推广柱状晶，表 18-13 示出各向异性的柱状晶的数量增加，$(BH)_{max}$ 提高显著。柱状晶是在单向冷却模具作用下形成的，一端是厚金属冷却板，模具的其他方向是含铝粉的砂模壁，在单向冷却作用下形成柱状晶。合金亦可用区域重熔法获得柱状晶。

AlNiCo8 由于加入钛，使 H_c 上升到 100×10^3 A/m，与 AlNiCo5 相比，前者 H_c 高，而后者 B_r 值高。

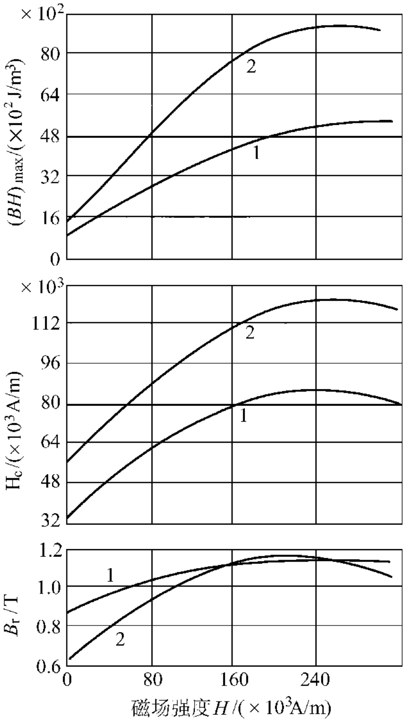


图 18-15　AlNiCo8 合金磁性能与不同热处理和磁场强度的关系

1—淬火合金　2—淬火加回火合金

表 18-13　AlNiCo5 合金在不同结晶组织时的磁特性

结晶组织	热处理	B_r/T	H_c/(A/m)	$(BH)_{max}$/(J/m³)
均匀分散柱状晶	热磁处理，磁场冷却	1.25	50×103	40×103
半柱状晶	热磁处理，磁场冷却	1.36	54×103	48×103
完全柱状晶	热磁处理，磁场冷却	1.35	58×103	582×103

2. 铜镍铁永磁合金

此类合金以铜镍铁为基，有加钴和不加钴的两种。CuNiFe Ⅰ 合金含 *w*（Co）=60%，*w*（Ni）=20%，*w*（Fe）=20%，经淬火后具有高的磁能值，这类合金硬度低，属于可加工永磁合金。铜镍铁合金的成分、磁特性和用途见表 18-12。

图 18-16 为 Cu-Ni-Fe 室温等温截面图，*A* 点为 CuNiFe Ⅰ 的成分点，加热到 1050℃呈单相 γ 相，缓慢冷却至室温为 $\gamma_1+\gamma_2$，γ_1 为富铜的非铁磁性相，γ_2 为富铁的铁磁性相，如加热至 1050℃以上，急速冷却，阻止了以后 γ_1 和 γ_2 的分离而成为过饱和的单相固溶体，以后再在 600～630℃时效，则过饱和固溶体分解为弥散的两相脱溶物，呈现磁硬化。

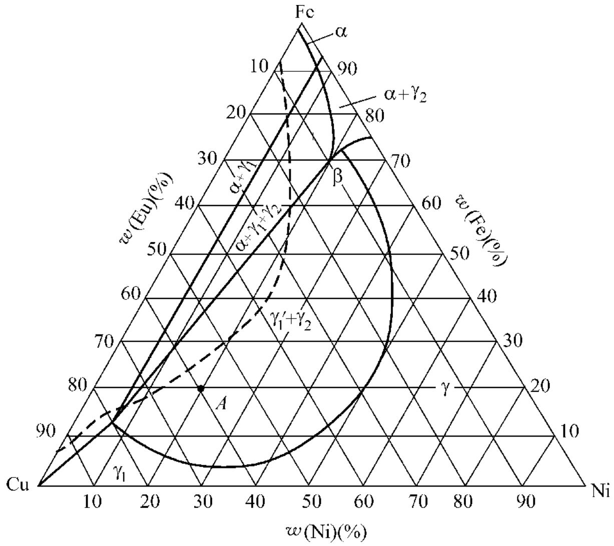


图 18-16　铜铁镍合金室温等温截面图

第 19 章　有色金属及其热处理

通常把除钢铁材料以外的其他金属材料称为有色金属。与钢铁等黑色金属材料相比，有色金属具有许多优良特性，是现代工业中不可缺少的材料，在国民经济中占有十分重要的地位。例如，铝、镁、钛等具有相对密度小、比强度高的特点，因而广泛应用于航空、航天、汽车、船舶等行业；银、铜、铝等具有优良导电性和导热性的材料广泛应用于电器工业和仪表工业；铀、钨、钼、镭、钍、铍等是原子能工业所必需的材料等。随着航空、航天、航海、石油化工、汽车、能源、电子等工业的发展，有色金属及其合金的地位将会越来越重要。

本章主要介绍工业上广泛使用的铝合金、铜合金、钛合金和轴承合金等有色金属的性能特点，为合理选用材料打下基础。

19.1　铝及其合金

19.1.1　纯铝

纯铝是一种银白色的轻金属，熔点为660℃，具有面心立方晶格，没有同素异构转变。它的密度小（只有 2.72g/cm^3）；导电性好，仅次于银、铜和金；导热性好，比铁几乎大三倍。纯铝化学性质活泼，在大气中极易与氧作用，在表面形成一层牢固致密的氧化膜，可以阻止进一步氧化，从而使它在大气和淡水中具有良好的耐蚀性。纯铝在低温下，甚至在超低温下都具有良好的塑性和韧性，在0～－253℃之间塑性和冲击韧度不降低。

纯铝具有一系列优良的工艺性能，铸造性好，切削容易，通过压力加工可制成各种规格的半成品。所以，纯铝主要用于制造电缆电线的线芯和导电零件、耐蚀器皿和生活器皿，以及配制铝合金和做铝合金的包覆层。由于纯铝的强度很低，其抗拉强度仅有 90～120MPa，所以一般不宜直接作为结构材料和制造机械零件。

纯铝按其纯度分为高纯铝、工业高纯铝和工业纯铝。高纯铝的牌号有 1A85（旧牌号为 LG1）、1A90（旧牌号为 LG2）、1A93（旧牌号为 LG3）、1A97（旧牌号为 LG4）和 1A99（旧牌号为 LG5）。工业纯铝的牌号有 1070A（旧牌号为 L1）、1060（旧牌号为 L2）、1050（旧牌号为 L3）、1035（旧牌号为 L4）、1A30

（旧牌号为 L4-1）、1200（旧牌号为 L5）、1100（旧牌号为 L5-1）和 8A06（旧牌号为 L6）。

19. 1. 2　铝合金的分类

根据铝合金的成分、组织和工艺特点，可以将其分为铸造铝合金与变形铝合金两大类。变形铝合金是将铝合金铸锭通过压力加工（轧制、挤压、模锻等）制成半成品或模锻件，所以要求有良好的塑性变形能力。铸造铝合金则是将熔融的合金直接浇铸成形状复杂的甚至是薄壁的成形件，所以要求具有良好的铸造流动性。铝合金分类示意图如图 19-1 所示。

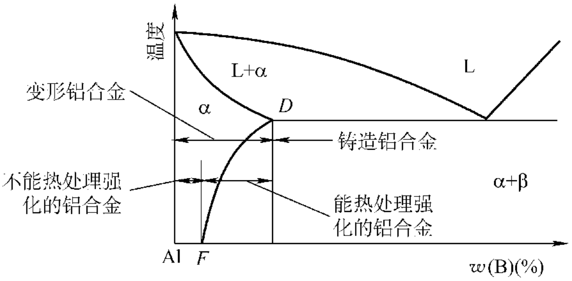


图 19-1　铝合金分类示意图

工程上常用的铝合金大都具有与图 19-1 类似的相图。由图中可见，凡位于相图上 *D* 点成分以左的合金，在加热至高温时能形成单相固溶体组织，合金的塑性较高，适用于压力加工，所以称为变形铝合金。变形铝合金又分为两类：成分在 *F* 点左边的合金，其 α 固溶体成分不随温度变化，故不能热处理强化，称为不能热处理强化的铝合金；成分在 *F* 点与 *D* 点之间的铝合金，其 α 固溶体成分随温度变化，故可用热处理来强化，称为能热处理强化的铝合金。凡位于 *D* 点成分以右的合金，因含有共晶组织，液态流动性较高，适用于铸造，所以称为铸造铝合金。

19. 1. 3　铝合金的强化

铝合金的强化方式主要有以下几种：

1. 固溶强化

纯铝中加入合金元素，形成铝基固溶体，造成晶格畸变，阻碍了位错的运动，起到固溶强化的作用，可使其强度提高。根据合金化的一般规律，形成有限固溶体或高浓度的固溶体型合金时，不仅能获得高的强度，而且还能获得优良的塑性与良好的压力加工性能。Al-Cu、Al-Mg、Al-Si、Al-Zn、Al-Mn 等二元合金一般都能形成有限固溶体，并且均有较大的极限溶解度（见表 19-1），因此具有较大的固溶强化效果。

表 19-1　常用元素在铝中的溶解度

元素名称	锌	镁	铜	锰	硅
极限溶解度（质量分数,%）	32.8	14.9	5.65	1.82	1.65
室温时的溶解度（质量分数,%）	0.05	0.34	0.20	0.06	0.05

2. 时效强化

合金元素对铝的另一种强化作用是通过热处理实现的。但由于铝没有同素异构转变，所以其热处理相变与钢不同。铝合金的热处理强化，主要是由于合金元素在铝合金中有较大的固溶度，且随温度的降低而急剧减小，所以铝合金经加热到某一温度淬火后，可以得到过饱和的铝基固溶体。这种过饱和铝基固溶体放置在室温或加热到某一温度时，其强度和硬度随时间的延长而增高，但塑性、韧性则降低，这个过程称为时效。在室温下进行的时效称为自然时效，在加热条件下进行的时效称为人工时效。时效过程中使铝合金的强度、硬度增高的现象称为时效强化或时效硬化。其强化效果是依靠时效过程中所产生的时效硬化相来实现的。

图 19-2 是 Al-Cu 二元合金相图。现以含 $w(\mathrm{Cu})=4\%$ 的 Al-Cu 合金为例说明铝的时效强化。

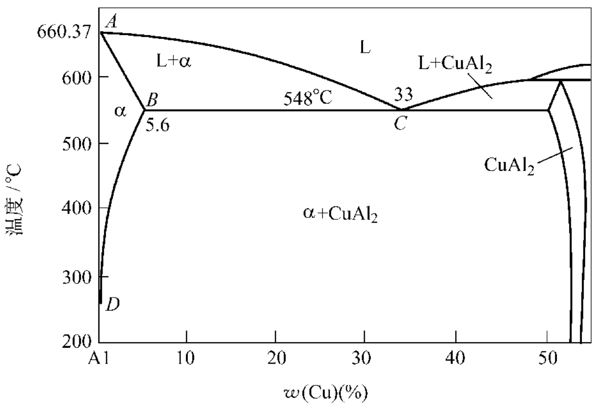


图 19-2　Al-Cu 二元合金相图

铝铜合金的时效强化过程分为以下四个阶段：

第一阶段：在过饱和 α 固溶体的某一晶面上产生铜原子偏聚现象，形成铜原子富集区（GP［Ⅰ］区），从而使 α 固溶体产生严重的晶格畸变，位错运动受到阻碍，合金强度提高。

第二阶段：随时间延长，GP［Ⅰ］区进一步扩大，并发生有序化，便形成有序的富铜区，称为 GP［Ⅱ］区，其成分接近 $CuAl_2$（θ 相），成为中间状态，常用 θ″表示。θ″的析出，进一步加重了 α 相的晶格畸变，使合金强度进一步提高。

第三阶段：随着时效过程的进一步发展，铜原子在 GP［Ⅱ］区继续偏聚。

当铜与铝原子之比为1∶2时，形成与母相保持共格关系的过渡相θ′。θ′相出现的初期，母相的晶格畸变达到最大，合金强度达到峰值。

第四阶段：时效后期，过渡相θ′从铝基固溶体中完全脱落，形成与基体有明显相界面的独立稳定相 $CuAl_2$，称为θ相。此时，θ相与基体的共格关系完全破坏，共格畸变也随之消失，随着θ相质点的聚集长大，合金明显软化，强度、硬度降低。

图19-3是硬铝合金在不同温度下的时效曲线。由图中可以看出，提高时效温度，可以使时效速度加快，但获得的强度值比较低。在自然时效条件下，时效进行得十分缓慢，约需4~5天才能达到最高强度值。而在-50℃时效，时效过程基本停止，各种性能没有明显变化，所以降低温度是抑制时效的有效办法。

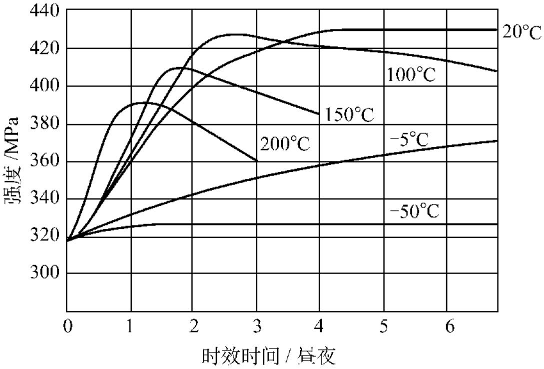


图19-3 硬铝合金在不同温度下的时效曲线

3. 过剩相强化

如果铝中加入合金元素的数量超过了极限溶解度，则在固溶处理加热时，就有一部分不能溶入固溶体的第二相出现，称为过剩相。在铝合金中，这些过剩相通常是硬而脆的金属间化合物。它们在合金中阻碍位错运动，使合金强化，这称为过剩相强化。在生产中常常采用这种方式来强化铸造铝合金和耐热铝合金。过剩相数量越多，分布越弥散，则强化效果越大。但过剩相太多，则会使强度和塑性都降低。过剩相成分结构越复杂，熔点越高，则高温热稳定性越好。

4. 细化组织强化

许多铝合金组织都是由α固溶体和过剩相组成的。若能细化铝合金的组织，包括细化α固溶体或细化过剩相，就可使合金得到强化。

由于铸造铝合金组织比较粗大，所以实际生产中常常利用变质处理的方法来细化合金组织。变质处理是在浇注前在熔融铝合金中加入占合金质量2%~3%的变质剂（常用钠盐混合物：2/3NaF+1/3NaCl），以增加结晶核心，使组织细化。经过变质处理的铝合金可得到细小均匀的共晶体加初生α固溶体组织，从而显著地提高铝合金强度及塑性。

19.1.4 变形铝合金

变形铝合金包括防锈铝合金、硬铝合金、超硬铝合金及锻铝合金等。变形

铝合金的主要牌号、化学成分、力学性能及主要用途见表 19-2。

表 19-2 变形铝合金的主要牌号、化学成分、力学性能及主要用途

类别	牌号		化学成分（质量分数,%）						力学性能			主要用途
	新	旧	Cu	Mg	Mn	Zn	其他	Al	σ_b /MPa	δ (%)	HBW	
防锈铝合金	5A05	LF5		4.0~5.0	0.3~0.6			余量	280	15	70	中载零件、铆钉、焊接油箱、油管
	3A21	LF21			1.0~1.6			余量	130	20	30	管道、容器、铆钉、轻载零件及制品
硬铝合金	2A01	LY1	2.2~3.0	0.2~0.5				余量	300	24	70	中等强度、100℃以下工作的铆钉
	2A11	LY11	3.8~4.8	0.4~0.8	0.4~0.8			余量	380	15	100	中等强度构件，如骨架、叶片铆钉
	2A12	LY12	3.9~4.9	1.2~1.6	0.3~0.9			余量	430	10	105	高强度构件及150℃以下工作的零件
超硬铝合金	7A04	LC4	1.4~2.0	1.8~2.8	0.2~0.6	5.0~7.0	Cr0.1~0.25	余量	540	6		主要受力构件及高载荷零件，如飞机大梁、加强框、起落架
锻铝合金	2A50	LD5	1.8~2.6	0.4~0.8	0.4~0.8		Si0.7~1.2	余量	390	10	100	形状复杂和中等强度的锻件及模锻件
	2A70	LD7	1.9~2.5	1.4~1.8			Fe1.0~1.5 Ni1.0~1.5 Ti0.02~0.1	余量	400	5	117~148	高温下工作的复杂锻件和结构件、内燃机活塞
	2A14	LD10	3.9~4.8	0.4~0.8	0.4~1.0		Si0.5~1.2	余量	440	10	120	高载荷锻件和模锻件

注：防锈铝合金均为在退火状态时的力学性能；硬铝合金均为在淬火加自然时效状态时的力学性能；超硬铝合金均为挤压棒材在淬火加人工时效状态时的力学性能；锻铝合金均为淬火加人工时效状态时的力学性能。

1. 防锈铝合金

防锈铝合金中主要合金元素是 Mn 和 Mg，Mn 的主要作用是提高铝合金的耐蚀性，并起到固溶强化作用。Mg 也可起到强化作用，并使合金的密度降低。防锈铝合金锻造退火后是单相固溶体，耐蚀性好，塑性好。这类铝合金不能进行时效硬化，属于不能热处理强化的铝合金，但可冷变形加工，利用加工硬化，提高合金的强度。

2. 硬铝合金

硬铝合金为 Al-Cu-Mg 系合金，还含有少量的 Mn。各种硬铝合金都可以进行时效强化，属于可以热处理强化的铝合金，亦可进行变形强化。合金中的 Cu、Mg 是为了形成强化相 θ 相及 S 相。Mn 主要是提高合金的耐蚀性，并有一定的固溶强化作用，但 Mn 的析出倾向小，不参与时效过程。少量的 Ti 或 B 可细化晶粒和提高合金强度。

硬铝主要分为三种：

1）低合金硬铝，合金中 Mg、Cu 含量低。

2）标准硬铝，合金元素含量中等。

3）高合金硬铝，合金元素含量较多。

硬铝也存在着许多不足之处，一是耐蚀性差，特别是海水等环境中；二是固溶处理的加热温度范围很窄，热处理工艺性较差。在使用或加工硬铝时应予以注意。

3. 超硬铝合金

超硬铝合金为 Al-Mg-Zn-Cu 系合金，并含有少量的 Cr 和 Mn。牌号有 7A04（LC4）、7A03（LC3）等。Zn、Cu、Mg 与 Al 可以形成固溶体和多种复杂的第二相，例如 $MgZn_2$、Al_2CuMg、AlMgZnCu 等，经过固溶处理和人工时效后，可获得很高的强度和硬度，是强度最高的一种铝合金。但这种合金的耐蚀性较差，高温下软化快，可以用包铝法提高耐蚀性。超硬铝合金多用来制造受力大的重要构件，如飞机大梁、起落架等。

4. 锻铝合金

2A50（LD5）、2A70（LD7）、2A14（LD10）等属于这类铝合金。锻铝合金为 Al-Mg-Si-Cu 系和 Al-Cu-Mg-Ni-Fe 系合金，合金中元素种类多但含量少，具有良好的热塑性，良好的铸造性能和锻造性能，并有较高的力学性能。这类合金主要用于承受重载荷锻件和模锻件。锻铝合金通常都要进行固溶处理和人工时效。

19.1.5 铸造铝合金

铸造铝合金按照主要合金元素的不同，可分为四类：

1）Al-Si 铸造铝合金，如 ZL101、ZL105 等。

2）Al-Cu 铸造铝合金，如 ZL201、ZL203 等。

3）Al-Mg 铸造铝合金，如 ZL301、ZL302 等。

4）Al-Zn 铸造铝合金，如 ZL401、ZL402 等。

各类铸造铝合金的牌号、力学性能及用途见表 19-3。

表 19-3　铸造铝合金的牌号、力学性能及用途

类别	合金牌号	铸造方法	热处理状态	力学性能			用途
				σ_b /MPa	δ（%）	HBW	
铝硅合金	ZL101	J S S·B	T_5 T_5 T_6	210 200 230	2 2 1	60 60 70	形状复杂的零件，如飞机、仪器零件、抽水机壳体
	ZL104	S·B J	T_6 T_6	230 240	2 2	70 70	形状复杂工作温度为 200℃ 以下的零件，如电动机壳体、气缸体
	ZL105	S J S	T_5 T_5 T_6	200 240 230	1 0.5 0.5	70 70 70	250℃以下工作的承受中等载荷的零件，如中小型发动机气缸头、机匣、油泵壳体
	ZL107	S·B J	T_6 T_6	250 280	2.5 3	90 100	可用金属型铸造在较高温度下承受重大载荷的零件
	ZL109	J J	T_1 T_6	200 250	0.5	90 100	需有较高的高温强度和低膨胀系数的发动机活塞
	ZL110	J S	T_1 T_1	150 170		80 90	汽车发动机活塞及其他在高温下工作的零件
铝铜合金	ZL201	S S	T_4 T_5	300 340	8 4	70 90	工作温度在 175～300℃ 的零件，如内燃机气缸头、活塞
	ZL202	S·J	T_6	170		100	需有高温强度、结构复杂的机件
	ZL203	S J	T_5 T_6	220 230	3 3	70 70	需要高强度、高塑性的零件以及工作温度不超过 200℃ 并要求切削性能好的小零件
铝镁合金	ZL301	S	T_4	280	9	60	大气或海水中工作的零件，承受冲击载荷、外形不大复杂的零件，如舰船配件、氨用泵体等
	ZL302	J	T_1	240	4	70	在腐蚀介质下工作的中等载荷零件；在严寒大气及 200℃ 以下工作的零件，如海轮配件等

（续）

类别	合金牌号	铸造方法	热处理状态	力学性能			用　　途
				σ_b /MPa	δ (%)	HBW	
铝锌合金	ZL401	S J	T_1 T_1	200 250	2 1.5	80 90	压力铸造零件，工作温度不超过200℃的结构形状复杂的汽车、飞机零件
	ZL402	S J	T_1 T_1	220 240	4 4	65 70	结构形状复杂的汽车、飞机、仪器零件，也可制造日用品

注：S—砂型铸造；J—金属型铸造；B—变质处理；T_1—时效处理；T_4—淬火加自然时效；T_5—淬火和部分人工时效；T_6—淬火和完全人工时效。

1. Al-Si 铸造铝合金

Al-Si 铸造铝合金通常称为铝硅明，它包括简单铝硅明（Al-Si 二元合金）和复杂铝硅明（Al-Si-Mg-Cu 等多元合金）。w（Si）= 11% ~ 13% 的简单铝硅明（ZL102）铸造后几乎全部是共晶组织。因此，这种合金流动性好，铸件产生的热裂倾向小，适用于铸造复杂形状的零件。它的耐蚀性能高，有较低的膨胀系数，焊接性良好。该合金的不足之处是铸造时吸气性高，结晶时能产生大量分散缩孔，使铸件的致密度下降。由于 Al-Si 合金组织中的共晶硅呈粗大的针状，使合金的力学性能降低，所以必须采用变质处理。

内燃机活塞是在高速、高温、高压、变负荷下工作的，所以要求制造活塞的材料必须密度低、高耐磨、高耐蚀性、耐热性好，还要求活塞材料的线膨胀系数接近气缸体的线膨胀系数。复杂铝硅明基本上能满足这一要求，它是制造活塞的理想材料。

2. Al-Cu 铸造铝合金

Al-Cu 合金的强度较高，耐热性好，但铸造性能不好，有热裂和疏松倾向，耐蚀性较差。ZL201 的室温强度高，塑性比较好，可制作在 300℃以下工作的零件，常用于铸造内燃机气缸头、活塞等零件；ZL202 塑性较低，多用于高温下不受冲击的零件；ZL203 经淬火时效后，强度较高，可用作结构材料铸造受中等载荷和形状较简单的零件。

3. Al-Mg 铸造铝合金

Al-Mg 合金（ZL301、ZL302）强度高，密度低（约为 $2.55g/cm^3$），有良好的耐蚀性，但铸造性能不好，耐热性低。Al-Mg 合金可进行时效处理，通常采用自然时效。多用于制造承受冲击载荷，在腐蚀性介质中工作的，外形不太复杂的零件，如舰船配件、氨用泵体等。

4. Al-Zn 铸造铝合金

Al-Zn 合金（ZL401、ZL402）价格便宜，铸造性能优良，经变质处理和时效处理后强度较高，但耐蚀性差，热裂倾向大。常用于制造汽车、拖拉机的发动机零件及形状复杂的仪器零件，也可用于制造日用品。

铸造铝合金铸件由于形状较复杂，组织粗糙，化合物粗大，并有严重的偏析，因此它的热处理与变形铝合金相比，淬火温度应高一些，加热保温时间要长一些，以使粗大析出物完全溶解并使固溶体成分均匀化。淬火一般用水冷却，并多采用人工时效。

19.2　铜及其合金

19.2.1　纯铜

纯铜是玫瑰红色金属，表面形成氧化铜膜后，外观呈紫红色，故常称为紫铜。纯铜主要用于制作电工导体以及配制各种铜合金。

工业纯铜中含有锡、铋、氧、硫、磷等杂质，它们都使铜的导电能力下降。铅和铋能与铜形成熔点很低的共晶体（Cu + Pb）和（Cu + Bi），其共晶温度分别为 326℃和 270℃，分布在铜的晶界上。进行热加工时（温度为 820 ~ 860℃），因共晶体熔化，破坏晶界的结合，使铜发生脆性断裂（热裂），硫、氧与铜也形成共晶体（$Cu + Cu_2S$）和（$Cu + Cu_2O$），共晶温度分别为 1067℃和 1065℃，因共晶温度高，它们不引起热脆性。但由于 Cu_2S、Cu_2O 都是脆性化合物，在冷加工时易促进破裂，容易导致冷脆。

根据杂质的含量，工业纯铜可分为四种：T1、T2、T3、T4。“T”为铜的汉语拼音字头，编号越大，纯度越低。工业纯铜的牌号、成分及用途见表 19-4。

表 19-4　工业纯铜的牌号、成分及用途

类别	牌号	铜含量（质量分数,%）	杂质（质量分数,%）		杂质总量（质量分数,%）	用　途
			Bi	Pb		
一号铜	T1	99.85	0.002	0.005	0.05	导电材料和配制高纯度合金
二号铜	T2	99.90	0.002	0.005	0.1	导电材料，制作电线、电缆等
三号铜	T3	99.70	0.002	0.01	0.3	一般用铜材，电气开关，垫圈、铆钉油管等
四号铜	T4	99.50	0.003	0.05	0.5	同上

除工业纯铜外，还有一类纯铜叫无氧铜，其含氧量极低，不大于 0.003%（质量分数），牌号有 TU1、TU2，主要用来制作电真空器件及高导电性铜线。这

种导线能抵抗氢的作用，不发生氢脆现象。纯铜强度低，不宜直接用作结构材料，通过给纯铜加入一些合金元素就可得到需要的铜合金。

铜及铜合金的性能特点：

1）有优异的物理化学性能。纯铜导电性、导热性极佳，许多铜合金的导电性、导热性也很好；铜及铜合金对大气和水的耐蚀性也很高；铜是抗磁性物质。

2）有良好的加工性能。铜及某些铜合金塑性很好，容易冷、热成形；铸造铜合金有很好的铸造性能。

3）有某些特殊的力学性能。例如优良的减摩性和耐磨性（如青铜及部分黄铜）；高的弹性极限及疲劳极限（铍青铜等）。

4）色泽美观。

由于有以上优良性能，铜及铜合金在电气工业、仪表工业、造船工业及机械制造工业部门中获得了广泛的应用。但铜的储藏量较小，价格较贵，属于应节约使用的材料之一，只有在特殊需要的情况下，例如要求有特殊的磁性、耐蚀性、加工性能、力学性能以及特殊的外观等条件下，才考虑使用。

19.2.2 黄铜

铜锌合金或以锌为主要合金元素的铜合金称为黄铜。黄铜具有良好的塑性和耐蚀性，良好的变形加工性能和铸造性能，在工业中有很强的应用价值。按化学成分的不同，黄铜可分为普通黄铜和特殊黄铜两类。表 19-5 是常用黄铜的牌号、成分、性能和用途。

表 19-5 常用黄铜的牌号、成分、性能和用途

类别	牌号	化学成分（质量分数,%）		状态	力学性能			用途
		Cu	其他		σ_b /MPa	δ (%)	HBW	
黄铜	H96	95.0~97.0	Zn：余量	T L	240 450	50 2	45 120	冷凝管、散热器管及导电零件
黄铜	H62	60.5~63.5	Zn：余量	T L	330 600	49 3	56 164	铆钉、螺母、垫圈、散热器零件
特殊黄铜	HPb59-1	57.0~60.0	Pb：0.8~0.9 Zn：余量	T L	420 550	45 5	75 149	用于热冲压和切削加工制作的各种零件
特殊黄铜	HMn58-2	57.6~60.0	Mn：1.0~2.0 Zn：余量	T L	400 700	40 10	90 178	腐蚀条件下工作的重要零件和弱电流工业零件
特殊黄铜	HSn90-1	88.0~91.0	Sn：0.25~0.75 Zn：余量	T L	280 520	40 4	58 148	汽车、拖拉机弹性套管及其他耐蚀减摩零件

（续）

类别	牌　　号	化学成分（质量分数,%）		状态	力学性能			用　　途
		Cu	其他		σ_b /MPa	δ（%）	HBW	
铸造黄铜	ZCuZn38	60.0～63.0	Zn：余量	S J	295 295	30 30	59 69	一般结构件及耐蚀零件，如法兰、阀座、支架等
	ZCuZn31Al2	66.0～68.0	Al：2.0～3.0 Zn：余量	S J	295 390	12 15	79 89	制作电机、仪表等压铸件及船舶、机械中的耐蚀件
	ZCuZn38Mn2Pb2	57.0～60.0	Mn：1.5～2.5 Pb：1.5～2.5 Zn：余量	S J	245 345	10 14	69 79	一般用途结构件，船舶仪表等使用的外形简单的铸件，如套筒、轴瓦等
	ZCuZn16Si4	79.0～81.0	Si：2.5～4.5 Zn：余量	S J	345 390	15 20	89 98	船舶零件，内燃机零件，在气、水、油中的铸件

注：T—退火状态；L—冷变形状态；S—砂型铸造；J—金属型铸造。

1. 普通黄铜

图 19-4 是 Cu-Zn 合金相图。普通黄铜是铜锌二元合金，α 相是锌溶于铜中的固溶体，其溶解度随温度的下降而增大，α 相具有面心立方晶格，塑性好，适用于进行冷、热加工，并有优良的铸造、焊接和镀锡能力。β′相是以电子化合物 CuZn 为基的有序固溶体，具有体心立方晶格，性能硬而脆。

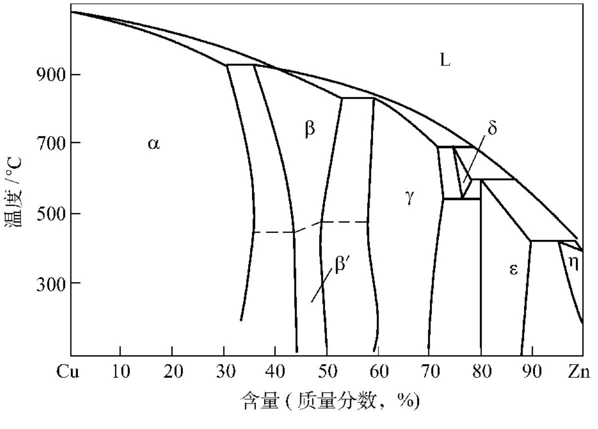


图 19-4　Cu-Zn 合金相图

黄铜的锌含量对其力学性能有很大的影响。当 $w(Zn)=30\%\sim32\%$ 时，随着锌含量的增加，强度和伸长率都升高，当 $w(Zn)>32\%$ 后，因组织中出现 β′相，塑性开始下降，而强度在 $w(Zn)=45\%$ 附近达到最大值；含 Zn 量更高时，黄铜的组织全部为 β′相，强度与塑性急剧下降。

普通黄铜分为单相黄铜和双相黄铜两种类型，从变形特征来看，单相黄铜适宜于冷加工，而双相黄铜只能进行热加工。常用的单相黄铜牌号有 H80、H70、H68 等，“H”为黄铜的汉语拼音字首，数字表示平均铜含量。它们的组织为 α 相，塑性很好，可进行冷、热压力加工，适用于制作冷轧板材、冷拉线材、管材及形状复杂的深冲零件；而常用双相黄铜的牌号有 H62、H59 等，退火状态组织为 α + β′。由于室温 β′相很脆，冷变形性能差，而高温 β 相塑性好，因此，它们可以进行热加工变形。通常双相黄铜热轧成棒材、板材，再经机加工制造各种零件。

2. 特殊黄铜

为了获得更高的强度、耐蚀性和良好的铸造性能，在铜锌合金中加入铝、铁、硅、锰、镍等元素，形成各种特殊黄铜。

特殊黄铜的编号方法是：“H + 主加元素符号 + 铜含量 + 主加元素含量”。特殊黄铜可分为压力加工黄铜（以黄铜加工产品供应）和铸造黄铜两类，其中铸造黄铜在编号前加“Z”。例如：HPb60-1 表示平均成分为 60% Cu，1% Pb，余为 Zn 的铅黄铜；ZCuZn31Al2 表示平均成分为 31% Zn，2% Al，余为 Cu 的铝黄铜。

锡黄铜：锡可显著提高黄铜在海洋大气和海水中的耐蚀性，也可使黄铜的强度有所提高。压力加工锡黄铜广泛应用于制造海船零件。

铅黄铜：铅能改善切削加工性能，并能提高耐磨性。铅对黄铜的强度影响不大，略为降低塑性。压力加工铅黄铜主要用于要求有良好切削加工性能及耐磨性的零件（如钟表零件）。铅黄铜中加入适量的镍、锰、铁后，可得到高强度、高耐蚀性的特殊黄铜，常用于制作大型蜗杆、海船用螺旋桨等需要高强度、高耐蚀性的重要零件。铸造铅黄铜可以制作轴瓦和衬套。

铝黄铜：铝能提高黄铜的强度和硬度，但使塑性降低。铝能使黄铜表面形成保护性的氧化膜，因而改善黄铜在大气中的耐蚀性。铝黄铜可制作海船零件及其他机器的耐蚀零件。

硅黄铜：硅能显著提高黄铜的力学性能、耐磨性和耐蚀性。硅黄铜具有良好的铸造性能，并能进行焊接和切削加工。主要用于制造船舶及化工机械零件。

锰黄铜：锰能提高黄铜的强度，不降低塑性，也能提高在海水中及过热蒸汽中的耐蚀性。锰黄铜常用于制造海船零件及轴承等耐磨部件。

铁黄铜：黄铜中加入铁，同时加入少量的锰，可起到提高黄铜再结晶温度

和细化晶粒的作用，使力学性能提高，同时使黄铜具有高的韧性、耐磨性及在大气和海水中优良的耐蚀性，因而，铁黄铜可以用于制造受摩擦及受海水腐蚀的零件。

镍黄铜：镍可提高黄铜的再结晶温度和细化其晶粒，提高力学性能和耐蚀性，降低应力腐蚀开裂倾向，镍黄铜的热加工性能良好，在造船工业、电机制造工业中广泛应用。

19.2.3 青铜

工业上习惯把铜基合金中不含锡而含有铝、镍、锰、硅、铍、铅等特殊元素组成的合金也叫青铜。所以青铜实际上包含锡青铜、铝青铜、铍青铜和硅青铜等。青铜也可分为压力加工青铜（以青铜加工产品供应）和铸造青铜两类。青铜的编号规则是：“Q + 主加元素符号 + 主加元素含量（ + 其他元素含量）”，“Q” 表示青的汉语拼音字头。如 QSn4-3 表示成分为 4% Sn、3% Zn、其余为铜的锡青铜。铸造青铜的编号前加“Z”。

1. 锡青铜

锡青铜是我国历史上使用最早的有色合金，也是最常用的有色合金之一。它的力学性能与锡含量有关，当 $w(\mathrm{Sn}) \leqslant 5\% \sim 6\%$ 时，Sn 溶于 Cu 中，形成面心立方晶格的 α 固溶体，随着锡含量的增加，合金的强度和塑性都增加；当 $w(\mathrm{Sn}) \geqslant 5\% \sim 6\%$ 时，组织中出现硬而脆的 δ 相（以复杂立方结构的电子化合物 $Cu_{31}Sn_8$ 为基的固溶体），虽然强度继续升高，但塑性却会下降。当 $w(\mathrm{Sn}) > 20\%$ 时，由于出现过多的 δ 相，使合金变得很脆，强度也显著下降。因此，工业上用的锡青铜的锡含量一般为 3% ~ 14%（质量分数）。$w(\mathrm{Sn}) < 5\%$ 的锡青铜适宜于冷加工使用，$w(\mathrm{Sn}) = 5\% \sim 7\%$ 的锡青铜适宜于热加工，$w(\mathrm{Sn}) > 10\%$ 的锡青铜适合铸造。除 Sn 以外，锡青铜中一般含有少量 Zn、Pb、P、Ni 等元素，Zn 提高锡青铜的力学性能和流动性；Pb 能改善锡青铜的耐磨性能和切削加工性能，却要降低力学性能；Ni 能细化锡青铜的晶粒，提高力学性能和耐蚀性；P 能提高锡青铜的韧性、硬度、耐磨性和流动性。

2. 铝青铜

以铝为主要合金元素的铜合金称为铝青铜。铝青铜的强度和耐蚀性比黄铜和锡青铜还高，它是锡青铜的代用品，常用来制造弹簧、船舶零件等。铝青铜与上述介绍的铜合金有明显不同的是可通过热处理进行强化，其强化原理是利用淬火能获得类似钢的马氏体的介稳定组织，使合金强化。铝青铜有良好的铸造性能，在大气、海水、碳酸及大多数有机酸中具有比黄铜和锡青铜更高的耐蚀性，此外，还有耐磨损、冲击时不发生火花等特性。但铝青铜也有缺点，它的体积收缩率比锡青铜大，铸件内容易产生难熔的氧化铝，难于钎焊，在过热

蒸汽中不稳定。

3. 铍青铜

以铍为合金化元素的铜合金称为铍青铜，它是极其珍贵的金属材料，热处理强化后的抗拉强度可高达 1250 ~ 1500MPa，硬度可达 350 ~ 400HBW，远远超过任何铜合金，可与高强度合金钢媲美。铍青铜的铍含量在 1.7% ~2.5% （质量分数）之间，铍溶于铜中形成 α 固溶体，固溶度随温度变化很大，它是唯一可以固溶时效强化的铜合金。

铍青铜具有很高的弹性极限、疲劳强度、耐磨性和耐蚀性，导电、导热性极好，并且耐热、无磁性，受冲击时不发生火花。因此，铍青铜常用来制造各种重要弹性元件、耐磨零件（钟表齿轮，高温、高压、高速下的轴承）及防爆工具等。但铍是稀有金属，价格昂贵，在使用上受到限制。

铍青铜是一种用途极广的沉淀硬化型合金。经固溶及时效处理后，强度可达 1250 ~ 1500MPa。其热处理特点是：固溶处理后具有良好的塑性，可进行冷加工变形，进行时效处理后，具有极好的弹性极限，同时硬度、强度也得到提高。

（1）铍青铜的固溶处理　一般固溶处理的加热温度在 780 ~ 820℃之间，对用作弹性组件的材料，采用 760 ~ 780℃，主要是防止晶粒粗大影响强度。固溶处理炉温均匀度应严格控制在 ±5℃。保温时间一般可按 1h/25mm 计算，铍青铜在空气或氧化性气氛中进行固溶加热处理时，表面会形成氧化膜。虽然对时效强化后的力学性能影响不大，但会影响其冷加工时工模具的使用寿命。为避免氧化应在真空炉或氨分解、惰性气体、还原性气氛（如氢气、一氧化碳等）中加热，从而获得光亮的热处理效果。此外，还要注意尽量缩短转移时间（指淬水时），否则会影响时效后的力学性能。薄形材料不得超过 3s，一般零件不超过 5s。淬火介质一般采用水（无加热的要求），当然形状复杂的零件为了避免变形也可采用油冷。

（2）铍青铜的时效处理　铍青铜的时效温度与 Be 的含量有关，含 Be 小于 2.1% （质量分数）的合金可进行时效处理，对于 Be 大于 1.7% （质量分数）的合金，最佳时效温度为 300 ~ 330℃，保温时间 1 ~ 3h（根据零件形状及厚度）。Be 低于 0.5% （质量分数）的高导电性电极合金，由于溶点升高，最佳时效温度为 450 ~ 480℃，保温时间 1 ~ 3h。近年来还发展出了双级和多级时效，即先在高温短时时效，尔后在低温下长时间保温时效，这样做的优点是性能提高且变形量减小。为了提高铍青铜时效后的尺寸精度，可采用夹具夹持进行时效，有时还可采用两段分开时效处理。

国产铍青铜的条带材，其供应状态分软态和硬态两种，软态即为淬火态，硬态为淬火后变形态。用软态和硬态制作的零件，均可直接进行时效处理；但当硬态材料不能直接冲压成形或零件是沿横向受力时，都必须先经淬火后再加

工成零件，最后进行时效处理。用退火态和挤压态的棒、板材制作的零件，都必须先进行淬火和时效处理。

铍青铜的时效脱溶过程包括在晶内的连续脱溶和在晶界处发生的不连续脱溶及再结晶反应。根据国产铍青铜对“晶界反应”较敏感的特点，必须严格控制热处理工艺规范。

铍青铜经热处理后具有高的强度、硬度、弹性、耐磨性、导电性、导热性和高的化学稳定性，且无磁，撞击时不产生火花等优点，可用来制作通信设备、仪器仪表中的弹性零件及耐磨件。

（3）铍青铜的去应力处理　铍青铜去应力退火温度为 150～200℃，保温时间 1～1.5h，可用于消除因金属切削加工、校直处理、冷成形等产生的残余应力，稳定零件在长期使用时的形状及尺寸精度。

表 19-6 是各种青铜的牌号、成分、性能和主要用途。

表 19-6　各种青铜的牌号、成分、性能和主要用途

类别	牌号	化学成分（质量分数,%）		状态	力学性能			用途
		主加元素	其他		σ_b /MPa	δ (%)	HBW	
锡青铜	QSn4—3	Sn：3.5～4.5	Zn：2.7～3.7 Cu：其余	T L	350 550	40 4	60 160	制作弹性元件、化工设备的耐蚀零件、抗磁零件、造纸工业用刮刀
	QSn7—0.2	Sn：6.0～8.0	P：0.10～0.25 Cu：其余	T L	360 500	64 15	75 180	制作中等负荷、中等滑动速度下承受摩擦的零件，如抗磨垫圈、轴套、蜗轮等
	ZCuSn5Pb5Zn5	Sn：4.0～6.0	Zn：4.0～6.0 Pb：4.0～6.0 Cu：其余	S J	180 200	8 10	59 64	在较高负荷、中等滑速下工作的耐磨、耐蚀零件，如轴瓦、衬套、离合器等
	ZCuSn10P1	Sn：9.0～11.0	P：0.5～1.0 Cu：其余	S J	220 250	3 5	79 89	用于高负荷和高滑速下工作的耐磨零件，如轴瓦等
铅青铜	ZCuPb30	Pb：27.0～33.0	Cu：其余	J			25	要求高滑速的双金属轴瓦减摩零件
	ZCuPb15Sn8	Sn：7.0～9.0 Pb：13.0～17.0	Cu：其余	S J	170 200	5 6	59 64	制造冷轧机的铜冷却管、冷冲击的双金属轴承等

（续）

类别	牌号	化学成分（质量分数,%）		状态	力学性能			用途
		主加元素	其他		σ_b /MPa	δ (%)	HBW	
铝青铜	ZCuAl9Mn2	Al：8.5～10.0 Mn：1.5～2.5	Cu：其余	S J	390 440	20 20	83 93	耐磨、耐蚀零件，形状简单的大型铸件和要求气密性高的铸件
铝青铜	ZCuAl9Fe4Ni4Mn2	Ni：4.0～5.0 Al：8.5～10.0 Fe：4.0～5.0	Mn：0.8～2.5 Cu：其余	S	630	16	157	要求强度高、耐蚀性好的重要铸件，可用于制造轴承、齿轮、蜗轮、阀体等
铍青铜	QBe2	Be：1.9～2.2	Ni：0.2～0.5 Cu：其余	T L	500 850	40 4	90 250	重要的弹簧和弹性元件，耐磨零件以及在高速、高压和高温下工作的轴承

注：T—退火状态；L—冷变形状态；S—砂型铸造；J—金属型铸造。

（4）铍青铜热处理注意事项

1）准备工作

①　凡需淬火或时效的零件，其表面必须清洁干净，操作时应戴手套，以防汗液、油渍等在高温下腐蚀表面。

②　铍青铜的淬火加热应在经净化的氨分解气氛中或氨基气氛中进行。人工时效可以在上述保护气氛或真空中进行，也可以在专用的硝盐浴中进行。

③　淬火或时效的温度必须准确，炉温的准确性应在10℃以内。

④　对几何形状复杂或尺寸精度要求高的零件，时效应在相应的夹具中进行。

2）淬火处理

①　淬火温度一般采用（780±10）℃，可根据淬火后合金的晶粒尺寸调整淬火温度。

②　保温时间：可按下列公式计算：

$$t = 1.5D + 10$$

式中　t——保温时间（min）；

D——工件的有效厚度（mm）。

如零件堆放加热，应酌情延长保温时间5～10min。

③　淬火介质为 30℃ 的水。

④　淬火的转移时间：转移时间应尽量短，一般不超过 6s，对于薄、小零件的转移时间应更短。

淬火件的质量检验：

①　零件表面不允许有黑色氧化膜，不得有起泡。

②　淬火件主要作显微组织检查，淬火组织应是均匀的 α 相，允许有少量分布均匀的颗粒状 β 相，但不允许 β 相呈网状和带状分布。

③　晶粒大小根据材料厚度而定，厚度小于 0. 3mm 的条带材制作的零件，淬火后的晶粒尺寸应在 0. 015 ~0. 045mm 范围内；厚度≥0. 30 ~1. 3mm 的条带材，其晶粒尺寸应在 0. 015 ~0. 055mm 范围内。晶粒过细表示淬火加热不足，晶粒过粗表示淬火过热。

④　硬度检查（不作为淬火质量考核依据）。

QBe2≤130HV；QBe1. 9≤120HV；QBe1. 7≤110HV；QBe2. 15≤140HV。

3）时效处理

①　时效温度与合金成分、杂质含量、晶粒度大小及冷变形量等因素有关。为了使合金性能达到峰值状态，其最佳的时效工艺应通过试验来确定。国产材料的最佳时效规范，可以 2% ~5% 的“晶界反应量”作为达到峰值强化状态的显微组织标准。

②　国产材料的正常时效规范一般为：软态材料（320 ±10）℃保温 90 ~120min；硬态材料（300 ±10）℃保温 90 ~120min。

注：国产材料的保温时间时间可适当延长。

时效件的质量检验：

①　硬度：时效后主要检查硬度，其数值应符合图样、技术要求或下列规定：

状态	QBe2	QBe1. 9	QBe1. 7	QBe2. 15
软态	≥320HV	≥350HV	≥330HV	≥360HV
硬态	≥360HV	≥370HV	≥340HV	—

②　显微组织（必要时抽查显微组织）

正常时效：晶内应有明显的析出线，晶界处有不连续封闭的毛茸黑色析出物（即晶界反应物），晶界反应物应占视场晶粒总面积的 2% ~5% 为宜。此时合金达到峰值强化状态。

欠时效：晶界易腐蚀，且晶界较宽并呈现沟槽状，在 α 晶内有轻微的析出线而无晶界反应物。此时合金硬度偏低，应进行补充时效。

过时效：晶界反应物超过 10%，且连续封闭呈网状。此时合金硬度偏低，

脆性增加，零件应重新固溶处理或判废。

19.3 钛及其合金

钛资源丰富，密度小，比强度高，耐热性高，具有优异的耐蚀性。此外，钛还具有很高的塑性及耐蚀性并便于冷热加工，从而使钛在现代工业中占有极其重要的地位。因此在航空、化工、导弹、航天及舰艇等方面，钛及其合金得到广泛的应用。但由于钛在高温时异常活泼，因此，钛及其合金的熔炼、浇铸、焊接和热处理等都要在真空或惰性气体中进行，加工条件严格，成本较高，使它的应用受到限制。

19.3.1 纯钛

钛是银白色金属，熔点为1680℃，密度为4.54g/cm^3，比铝大但比钢小43%。钛有很好的强度，约为铝的6倍，所以钛的比强度（强度/相对密度）在结构材料中是很高的。钛的热膨胀系数较小，使它在高温工作条件下或热加工过程中产生的热应力小。钛的导热性差，只有铁的1/5，加上钛的摩擦因数大（$\mu=0.2$），使切削、磨削加工困难。钛的弹性模量较低，屈强比（σ_s/σ_b）较高，这使得钛和钛合金冷变形时的回弹量较大，不易成形和校直。钛有两种同素异晶结构，在882.5℃以下的稳定结构为密排六方晶格，用α-Ti表示；在882.5℃以上直到熔点的稳定结构为体心立方晶格，用β-Ti表示。

钛在硫酸、盐酸、硝酸和氢氧化钠等碱溶液中，以及在湿气及海水中具有优良的耐蚀性。但钛不能抵抗氢氟酸的浸蚀作用。钛在大气中十分稳定，表面生成致密的氧化膜，能保持金属光泽；但当加热到600℃以上时，氧化膜就失去保护作用。

工业纯钛按杂质含量不同可分为三个等级，即TA1、TA2、TA3。其中“T”为钛的汉语拼音字头，编号越大则杂质越多。工业纯钛可制作在350℃以下工作的强度要求不高的零件。

19.3.2 钛合金

为了进一步提高强度，可在钛中加入合金元素。合金元素溶入α-Ti中形成α固溶体，溶入β-Ti中形成β固溶体。铝、碳、氮、氧、硼等元素使同素异晶转变温度升高，称为α稳定化元素；而铁、钼、镁、铬、锰、钒等元素使同素异晶转变温度下降，称为β稳定化元素；锡、锆等元素对转变温度影响不明显，称为中性元素。

根据使用状态的组织，钛合金可分为三类：α钛合金、β钛合金、（α+β）

钛合金。牌号分别以 TA、TB、TC 加上编号表示。

1. α 钛合金

由于 α 钛合金的组织全部为 α 固溶体，因而具有很好的强度、韧性及塑性。在冷态也能加工成某种半成品，如板材、棒材等。它在高温下组织稳定，抗氧化能力较强，热强性较好。在高温（500～600℃）时的强度指标为三类合金中的较高者。但它的室温强度一般低于 β 和（α+β）钛合金，α 钛合金是单相合金，不能进行热处理强化。代表性合金有 TA5、TA6、TA7。

2. β 钛合金

全部是 β 相的钛合金在工业上很少应用。因为这类合金密度较大，耐热性差及抗氧化性能低。当温度高于 700℃时，合金很容易受大气中的杂质气体污染，生产工艺复杂，因而限制了它的使用。但全 β 钛合金由于是体心立方结构，合金具有良好的塑性，为了利用这一特点，发展了一种介稳定的 β 相钛合金。此合金在淬火状态为全 β 组织，便于进行加工成形，随后的时效处理又能获得很高的强度。

3.（α+β）钛合金

（α+β）钛合金兼有 α 和 β 钛合金两者的优点，耐热性和塑性都比较好，可进行热处理强化，生产工艺也比较简单。因此，（α+β）合金的应用比较广泛，其中以 TC4（Ti-6Al-4V）合金应用最广、最多。

工业纯钛和部分钛合金的牌号、成分、力学性能及用途见表 19-7。

表 19-7　工业纯钛和部分钛合金的牌号、成分、力学性能及用途

类别	牌号	化学成分	热处理	室温力学性能		高温力学性能			用途
				σ_b /MPa	δ (%)	温度 /℃	σ_b /MPa	σ_{100} /MPa	
工业纯钛	TA1	Ti（杂质极微）	T	300～500	30～40	—	—	—	在 350℃以下工作，强度要求不高的零件
	TA2	Ti（杂质微）	T	450～600	25～30	—	—	—	
	TA3	Ti（杂质微）	T	550～700	20～25	—	—	—	
α 钛合金	TA4	Ti-3Al	T	700	12	—	—	—	在 500℃以下工作的零件，导弹燃料罐、超音速飞机的涡轮机匣
	TA5	Ti-4Al-0.005B	T	700	15	—	—	—	
	TA6	Ti-5Al	T	700	12～20	350	430	400	
β 钛合金	TB1	Ti-3Al-8Mo-11Cr	C	1100	6	—	—	—	在 350℃以下工作的零件，压气机叶片、轴、轮盘等重载荷旋转件，飞机构件
			CS	1300	5				
	TB2	Ti-5Mo-5V-8Cr-3Al	C	100	20	—	—	—	
			CS	1350	8				

（续）

类别	牌号	化学成分	热处理	室温力学性能		高温力学性能			用途
				σ_b /MPa	δ (%)	温度 /℃	σ_b /MPa	σ_{100} /MPa	
（α+β）钛合金	TC1	Ti-2Al-1.5Mn	T	600～800	20～25	350	350	350	在400℃以下工作的零件，有一定高温强度的发动机零件，低温用部件
	TC2	Ti-3Al-1.5Mn	T	700	12～15	350	430	400	
	TC3	Ti-5Al-4V	T	900	8～10	500	450	200	
	TC4	Ti-6Al-4V	T	950	10	400	630	580	
			CS	1200	8				

注：T—退火状态；C—淬火状态；CS—淬火+时效状态。

19.3.3 钛及钛合金的热处理

1. 钛及钛合金的退火

去应力退火：目的是消除工业纯钛和钛合金零件加工或焊接后的内应力。退火温度一般为450～650℃，保温时间1～4h，空冷。

再结晶退火：目的是消除加工硬化。对于纯钛一般用550～690℃温度，而钛合金用750～800℃，保温时间1～3h，空冷。

2. 钛合金的淬火和时效

淬火和时效的目的是提高钛合金的强度和硬度。α钛合金和含β稳定化元素较少的（α+β）钛合金，自β相区淬火时，发生无扩散型的马氏体转变β→α′。α′为β稳定化元素在α-Ti中的过饱和固溶体。α′马氏体与α的晶体结构相同，具有密排六方晶格。α′硬度低、塑性好，是一种不平衡组织，加热时效时分解成α相和β相的混合物，强度、硬度升高。

β钛合金和含稳定化元素较多的（α+β）钛合金，淬火后β相变成介稳定的β相，加热时效时，介稳定β相析出弥散的α相，使合金的强度和硬度提高。

α钛合金一般不进行淬火和时效处理，β钛合金和（α+β）钛合金可进行淬火时效处理提高强度、硬度。

钛合金的淬火温度一般选在α+β两相区的上部范围，淬火后部分α保留下来，细小的β相变成介稳定β相或α′相或两者均有（决定于β稳定化元素的含量），经时效后可获得好的综合力学性能。假如加热到β单相区，β晶粒极易长大，则热处理后的韧性很低。一般淬火温度为760～950℃，保温时间5～60min，水中冷却。

钛合金的时效温度一般在450～550℃之间，时间为几小时至几十小时。

钛合金热处理加热时应防止污染和氧化，并严防过热。β晶粒长大后，无法用热处理方法挽救。

第 20 章　铸铁的热处理

铸铁是历史上使用得较早，也是最便宜的金属材料之一，它具有很多优点：比如在汽车发动机中，铸铁占 80%；同钢一样，铸铁也是以 Fe、C 元素为主的铁基材料，但是它碳的质量分数很高（大于 2.11%），达到亚共晶、共晶或过共晶成分，而且铸铁成形毛坯只能用铸造方法，不能用锻造或轧制方法。

铸铁中碳元素按主要存在方式不同可分为几大类：一是白口铸铁（断口呈现白色），碳的主要存在形式是化合物，如渗碳体，没有石墨；二是灰铸铁（断口呈现黑灰色），碳的主要存在形式是碳单质，即游离状态石墨；三是介于白口铸铁与灰铸铁之间的麻口铸铁，其中的碳既有游离石墨又有渗碳体。

白口铸铁的脆性特别大，又特别坚硬，作为零件在工业上很少用，只有少数的部门采用，例如农业上用的犁，除此之外多作为炼钢用的原料，作为原料时，通常称它为生铁；灰铸铁在工业上应用最广，主要用于机械制造、冶金、石油化工、交通和国防等部门；在铸铁中还有一类特殊性能铸铁，如耐热铸铁、耐蚀铸铁、耐磨铸铁等，它们都是为了改善铸铁的某些特殊性能加入一定量的合金元素 Cr、Ni、Mo、Si 等，所以又把这类铸铁叫合金铸铁。

20.1　铸铁的石墨化

20.1.1　Fe-Fe_3C 和 Fe-C 双重相图

在前面介绍过 Fe-Fe_3C 相图，按这张相图自液态冷却下来的 Fe-C 合金固态一般为铁素体及渗碳体两相。实际上渗碳体只是一个亚稳定相，石墨才是稳定相。因此，描述铁碳合金组织转变的相图实际上有两个，一个是 Fe-Fe_3C 系相图，另一个是 Fe-C 系相图。把两者叠合在一起，就得到一个双重相图，见图 20-1。图中的实线表示 Fe-Fe_3C 系相图，部分实线再加上虚线表示 Fe-C 系相图。铸铁自液态冷却到固态时，若按 Fe-Fe_3C 相图结晶，就得到白口铸铁，若是按 Fe-C 相图结晶，就析出和形成石墨，即发生石墨化过程。若是铸铁自液态冷却到室温，既按 Fe-Fe_3C 相图，同时又按 Fe-C 相图进行，则其固态由铁素体、渗碳体及石墨三相组成。

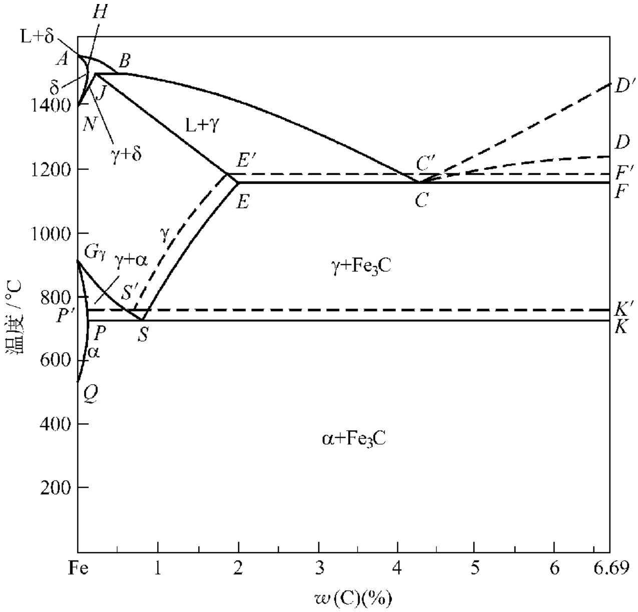


图 20-1　Fe-Fe_3C 和 Fe-C 双重相图

20.1.2　铸铁的石墨化过程

按 Fe-C 相图铸铁液冷却过程中，碳除溶解于铁素体外均以石墨形式析出。石墨形成（或石墨化）分为如下两个阶段：

第一阶段石墨化包括自低于液相线 $C'D'$以下温度冷却自液体中析出“一次石墨”，低于共晶线 $E'C'F'$（温度 1154℃）共晶成分（C'点含 4.26% C），液体转变为奥氏体与共晶石墨组成的共晶组织；以及低于共晶温度 $E'C'F'$以下冷却沿 $E'S'$线从奥氏体中析出“二次石墨”。

第二阶段：略低于共析温度（738℃）的 $P'S'K'$线以下，共析成分（S'点，含 0.68% C）奥氏体转变为由铁素体与石墨组成的共析组织。理论上，在 $E'C'F'$温度以下冷却至室温，还可能从铁素体中析出三次石墨，因为数量极微而常常忽略。

如果按照上述两个阶段转变，铸铁成形后由铁素体与石墨（包括一次、共晶、二次、共析石墨）两相组成。在实际生产中，由于化学成分、冷却速度等各种工艺制度不同，各阶段石墨化过程进行的程度也不同，从而可获得各种不同金属基体的铸态组织。表 20-1 是一般铸铁经不同程度石墨化后所得到的组织。

表 20-1　铸铁组织与石墨化进行程度之间的关系

名称	石墨化程度		显微组织
	第一阶段	第二阶段	
灰铸铁	完全石墨化	完全石墨化	铁素体+石墨
	完全石墨化	部分石墨化	铁素体+珠光体+石墨
	完全石墨化	未石墨化	珠光体+石墨
麻口铸铁	部分石墨化	未石墨化	莱氏体+珠光体+石墨
白口铸铁	未石墨化	未石墨化	莱氏体+珠光体+渗碳体

20.1.3　影响石墨化程度的主要因素

由于铁的晶体结构与石墨的晶体结构差异很大，而铁与渗碳体的晶体结构要接近一些，所以普通铸铁在一般铸造条件下只能得到白口铸铁，而不易获得灰铸铁。因此，必须通过添加合金元素和改善铸造工艺等手段来促进铸铁石墨化，形成灰铸铁。

1. 化学成分的影响

碳、硅、锰、硫、磷对石墨化有不同影响。其中碳、硅、磷是促进石墨化的元素，锰和硫是阻碍石墨化的元素。在生产实际中，调整碳和硅的含量是控制铸铁组织和性能的基本措施之一。在一般铸造条件下，铸铁中较高的碳含量是石墨化的必要条件，保证一定量的硅是石墨化的充分条件，碳与硅含量越高越易石墨化。若碳、硅含量过低，易出现白口，力学性能与铸造性能都较差；但如果碳、硅含量过高，将导致石墨数量多且粗大，基体内铁素体量多，力学性能下降。因此，一般灰铸铁中的碳、硅含量控制在下列范围：2.8% ~3.5% C（质量分数），1.4% ~2.7% Si（质量分数）。

2. 温度及冷却速度的影响

铸铁中碳石墨化过程除受化学成分影响外，还受铸造过程中铸件冷却速度影响。在成分上保证了碳与硅含量充要条件之后，若冷却速度过快，石墨化仍不可能充分进行甚至不能进行。这是因为无论第一还是第二阶段石墨化，碳元素的扩散条件变成了制约因素。在高温缓慢冷却的条件下，由于原子具有较高的扩散能力，通常按 Fe-C 相图进行，铸铁中的碳以游离态（石墨相）析出。当冷却速度较快时，由液态析出的是渗碳体而不是石墨。这是因为渗碳体的碳质量分数（6.69%）比石墨（100%）更接近合金的碳质量分数（2.5% ~4.0%），因此，一般铸件冷却速度越慢，石墨化进行越充分；冷却速度快，碳原子很难扩散，石墨化进行困难。

20.2　常用铸铁的牌号、组织与性能

铸铁中的石墨形态、尺寸以及分布状况对性能影响很大。铸铁中石墨状况主要受铸铁的化学成分及工艺过程的影响。通常，铸铁中石墨形态（片状或球状）在铸造后即形成；也可将白口铸铁通过退火，让其中部分或全部的碳化物转化为团絮状形态的石墨。工业上使用的铸铁很多，按石墨的形态和组织性能，可分为普通灰铸铁、蠕墨铸铁、球墨铸铁、可锻铸铁和特殊性能铸铁等。

20.2.1　灰铸铁

灰铸铁是价格最便宜、应用最广泛的一种铸铁，在各类铸铁的总产量中，灰铸铁占80%以上。

1. 灰铸铁的化学成分和组织特征

在生产中，为浇注出合格的灰铸铁件，一般应根据所生产的铸铁牌号、铸铁壁厚、造型材料等因素来调节铸铁的化学成分，这是控制铸铁组织的基本方法。

灰铸铁的成分（质量分数）大致范围为：2.5%～4.0% C，1.0%～3.0% Si，0.25%～1.0% Mn，0.02%～0.20% S，0.05%～0.50% P。具有上述成分范围的铁液在进行缓慢冷却凝固时，将发生石墨化，析出片状石墨。其断口的外貌呈浅烟灰色，所以称为灰铸铁。

普通灰铸铁的组织是由片状石墨和金属基体两部分组成的。根据不同阶段石墨化程度的不同，灰铸铁有三种不同的基体组织：①铁素体基体，见图20-2；②铁素体基体＋珠光体基体；③珠光体基体。

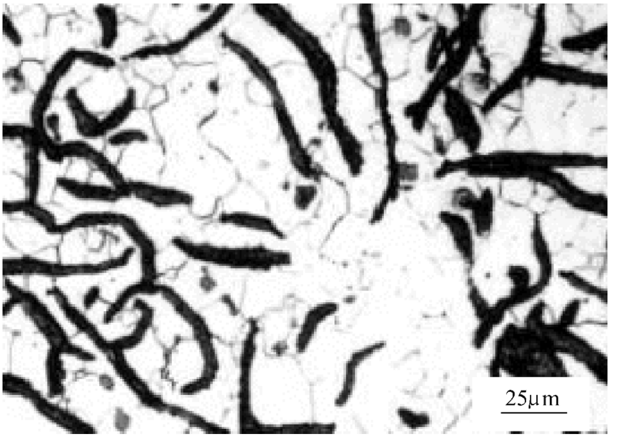


图20-2　铁素体基体灰铸铁的显微组织

2. 灰铸铁的牌号、性能及用途

灰铸铁的牌号、性能及用途见表 20-2。牌号中“HT”表示“灰铁”二字汉语拼音的大写字头，在“HT”后面的数字表示最低抗拉强度值。

表 20-2　灰铸铁的牌号、性能及用途

牌号	铸件壁厚/mm		抗拉强度/MPa	显微组织		用途举例
	>	<	≥	基体	石墨	
HT100	2.5 10 20 30	10 20 30 50	130 100 90 80	F	粗片状	下水管、底座、外罩、端盖、手轮、手把、支架等形状简单不甚重要的零件
HT150	2.5 10 20 30	10 20 30 50	175 145 130 120	F+P	较粗片状	机械制造业中一般铸件，如底座、手轮、刀架等；冶金工业中流渣槽、渣缸、轧钢机托辊等；机车用一般铸件，如水泵壳、阀体、阀盖等；动力机械中拉钩、框架、阀门、油泵壳等
HT200	2.5 10 20 30	10 20 30 50	220 195 170 160	P	中等片状	一般运输机械中的气缸体、缸盖、飞轮等；一般机床中的床身、箱体等；通用机械承受中等压力的泵体、阀体等；动力机械中的外壳、轴承座、水套筒等
HT250	4 10 20 30	10 20 30 50	270 240 220 200	细 P	较细片状	运输机械中薄壁缸体、缸盖、进排气歧管等；机床中立柱、横梁、床身、滑板、箱体等；冶金矿山机械中的轨道板、齿轮等；动力机械中的缸体、缸盖、活塞等
HT300	10 20 30	20 30 50	290 250 230	细 P	细小片状	机床导轨，受力较大的机床床身、立柱机座等；通用机械的水泵出口管、吸入盖等；动力机械中的液压阀体、蜗轮，汽轮机隔板、泵壳，大型发动机缸体、缸盖等
HT350	10 20 30	20 30 50	340 290 260	细 P	细小片状	大型发动机气缸体、缸盖、衬套等；水泵缸体、阀体、凸轮等；机床导轨、工作台等摩擦件；需经表面淬火的铸件

从表 20-2 可以看出，在同一牌号中，随铸件壁厚的增加，其抗拉强度降低。因此，根据零件的性能要求选择铸铁牌号时，必须同时注意到零件的壁厚尺寸。

灰铸铁的性能与普通碳钢相比，具有如下特点：

1）抗拉强度和塑性、韧性都远远低于钢。由于灰铸铁中片状石墨（相当于微裂纹）的存在，不仅在其尖端处引起应力集中，而且破坏了基体的连续性，这是灰铸铁抗拉强度很差，塑性和韧性几乎为零的根本原因。但是，灰铸铁在受压时石墨片破坏基体连续性的影响则大为减轻，其抗压强度是抗拉强度的2.5～4倍。所以常用灰铸铁制造机床床身、底座等耐压零部件。

2）耐磨性与消振性好。由于铸铁中石墨有利于润滑及贮油，所以耐磨性好。同样，由于石墨的存在，灰铸铁的消振性优于钢。

3）工艺性能好。由于灰铸铁碳含量高，接近于共晶成分，故熔点比较低，流动性良好，收缩率小，因此适宜于铸造结构复杂或薄壁铸件。另外，由于石墨使切削加工时易于形成断屑，所以灰铸铁的切削加工性优于钢。

3. 灰铸铁的孕育处理

表20-2中HT250、HT300、HT350属于较高强度的孕育铸铁（也称变质铸铁），这是普通铸铁通过孕育处理得到的。由于在铸造之前向铁液中加入了孕育剂（或称变质剂），结晶时石墨晶核数目增多，石墨片尺寸变小，更为均匀地分布在基体中。所以其显微组织是在细珠光体基体上分布着细小片状石墨。铸铁变质剂或孕育剂一般为硅铁合金或硅钙合金小颗粒或粉，当加入铸铁液内后立即形成 SiO_2 的固体小质点，铸铁中的碳以这些小质点为核心形成细小的片状石墨。

铸铁经孕育处理后不仅强度有较大提高，而且塑性和韧性也有所改善。同时，由于孕育剂的加入，还可使铸铁对冷却速度的敏感性显著减少，使各部位都能得到均匀一致的组织。所以孕育铸铁常用来制造力学性能要求较高、截面尺寸变化较大的铸件。

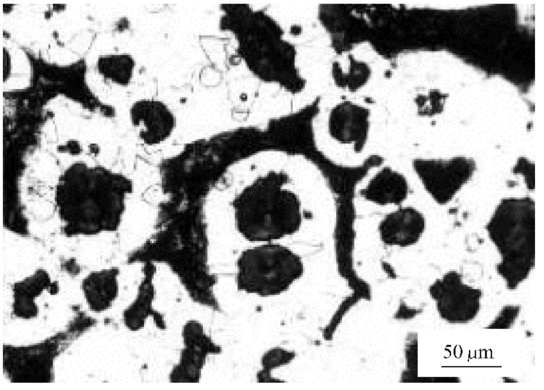
20.2.2　球墨铸铁

灰铸铁经孕育处理后虽然细化了石墨片，但未能改变石墨的形态。改变石墨形态是大幅度提高铸铁力学性能的根本途径，而球状石墨则是最为理想的一种石墨形态。为此，在浇注前向铁液中加入球化剂和孕育剂进行球化处理和孕育处理，则可获得石墨呈球状分布的铸铁，称为球墨铸铁，简称“球铁”。

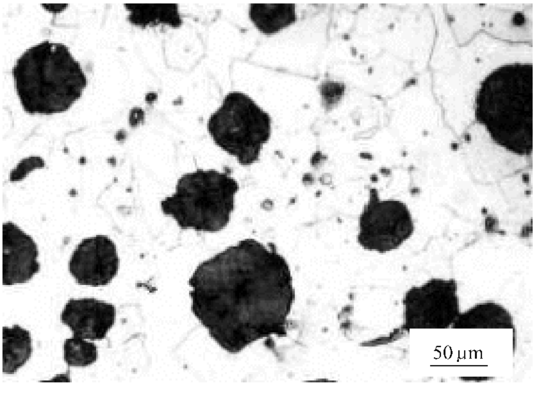
1. 球墨铸铁的化学成分和组织特征

球墨铸铁常用的球化剂有镁、稀土或稀土镁，孕育剂常用的是硅铁和硅钙。球墨铸铁的大致化学成分（质量分数）范围是：3.6%～3.9%C，2.0%～3.2%Si，0.3%～0.8%Mn，<0.1%P，<0.07%S，0.03%～0.08%Mg。由于球化剂的加入将阻碍石墨化，并使共晶点右移造成流动性下降，所以必须严格控制其含量。

球墨铸铁的显微组织由球形石墨和金属基体两部分组成。随着成分和冷却速度的不同，球墨铸铁在铸态下的金属基体可分为铁素体、铁素体加珠光体、珠光体三种，见图 20-3。



a)



b)

图 20-3　球墨铸铁的显微组织

a）珠光体 + 铁素体基球墨铸铁　b）铁素体基球墨铸铁

2. 球墨铸铁的牌号、性能特点及用途

球墨铸铁的牌号、力学性能及用途见表 20-3。牌号中的“QT”表示“球铁”二字汉语拼音的大写字头，在“QT”后面两组的数字分别表示最低抗拉强度和最低伸长率。

与灰铸铁相比，球墨铸铁具有较高的抗拉强度和弯曲疲劳极限，也具有相当良好的塑性及韧性。这是由于球形石墨对金属基体截面削弱作用较小，使得基体比较连续，且在拉伸时引起应力集中的效应明显减弱，从而使基体的作用可以从灰铸铁的 30% ~50% 提高到 70% ~90%。另外，球墨铸铁的刚性也比灰铸铁好，但球墨铸铁的消振能力比灰铸铁低很多。

表 20-3 球墨铸铁的牌号、力学性能及用途

牌号	基体	力学性能（不小于）					用途举例
		σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ (%)	a_K /(J/cm^2)	HBW	
QT400—17	F	400	250	17	60	≤179	阀门的阀体和阀盖，汽车、内燃机车、拖拉机底盘零件，机床零件等
QT420—10	F	420	270	10	30	≤207	
QT500—05	F+P	500	350	5	—	147~241	机油泵齿轮、机车、车辆轴瓦等
QT600—02	P	600	420	2	—	229~302	柴油机、汽油机的曲轴、凸轮轴等；磨床、铣床、车床的主轴等；空压机、冷冻机的缸体、缸套等
QT700—02	P	700	490	2	—	229~304	
QT800—02	S	800	560	2	—	241~321	
QT1200—01	B_F	1200	840	1	30	≥38HRC	汽车的螺旋伞轴、拖拉机减速齿轮、柴油机凸轮轴等

由于球墨铸铁中金属基体是决定其力学性能的主要因素，所以球墨铸铁可通过合金化和热处理强化的方法进一步提高其力学性能。球墨铸铁可以在一定条件下代替铸钢、锻钢等，用以制造受力复杂、负荷较大和要求耐磨的铸件。如具有高强度与耐磨性的珠光体球墨铸铁常用来制造内燃机曲轴、凸轮轴、轧钢机轧辊等；具有高韧性和塑性的铁素体球墨铸铁常用来制造阀门、汽车后桥壳、犁铧、收割机导架等。

20.2.3 蠕墨铸铁

蠕墨铸铁是近年来发展起来的一种新型工程材料。它是由铁液经变质处理和孕育处理，随之冷却凝固后所获得的一种铸铁。通常采用的变质元素（又称蠕化剂）有稀土硅铁镁合金、稀土硅铁合金、稀土硅铁钙合金或混合稀土等。

1. 蠕墨铸铁的化学成分和组织特征

蠕墨铸铁的石墨形态介于片状和球状石墨之间。灰铸铁中石墨片的特征是片长、较薄、端部较尖。球墨铸铁中的石墨大部分呈球状，即使有少量团状石墨，基本上也是互相分离的。而蠕墨铸铁的石墨形态在光学显微镜下看起来像片状，但不同于灰铸铁的是其片较短而厚、头部较圆（形似蠕虫）。所以可以认为，蠕虫状石墨是一种过渡型石墨。

蠕墨铸铁的化学成分（质量分数）一般为：3.4%~3.6%C，2.4%~3.0%Si，0.4%~0.6%Mn，≤0.06%S，≤0.07%P。对于珠光体蠕墨铸铁，要加入珠光体稳定元素，使铸态珠光体量提高。

2. 蠕墨铸铁的牌号、性能特点及用途

蠕墨铸铁的牌号、力学性能及用途见表 20-4。牌号中“RuT”表示“蠕铁”二字汉语拼音的大写字头，在“RuT”后面的数字表示最低抗拉强度。表中的“蠕化率”为在有代表性的显微视野内，蠕虫状石墨数目与全部石墨数目的百分比。

表 20-4　蠕墨铸铁的牌号、力学性能及用途

牌号	力学性能（不小于）			HBW	蠕化率（%）	基体组织	用途举例
	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ（%）				
RuT420	420	335	0.75	200～280	≥50	P	活塞环、制动盘、钢球研磨盘、泵体等
RuT380	380	300	0.75	193～274	≥50	P	
RuT340	340	270	1.0	170～249	≥50	P+F	机床工作台、大型齿轮箱体、飞轮等
RuT300	300	240	1.5	140～217	≥50	F+P	变速器箱体、气缸盖、排气管等
RuT260	260	195	3.0	121～197	≥50	F	汽车底盘零件、增压器零件等

由于蠕墨铸铁的组织是介于灰铸铁与球墨铸铁之间的中间状态，所以蠕墨铸铁的性能也介于两者之间，即强度和韧性高于灰铸铁，但不如球墨铸铁。蠕墨铸铁的耐磨性较好，它适用于制造重型机床床身、机座、活塞环、液压件等。

蠕墨铸铁的导热性比球墨铸铁要高得多，几乎接近于灰铸铁，它的高温强度、热疲劳性能大大优于灰铸铁，适用于制造承受交变热负荷的零件，如钢锭模、结晶器、排气管和气缸盖等。蠕墨铸铁的减振能力优于球墨铸铁，铸造性能接近于灰铸铁，铸造工艺简便，成品率高。

20.2.4　可锻铸铁

可锻铸铁是由白口铸铁经长时间石墨化退火而获得的一种高强度铸铁，又叫玛钢。白口铸铁中的渗碳体在退火过程中分解出团絮状石墨，明显减轻了石墨对基体的割裂。与灰铸铁相比，可锻铸铁的强度和韧性有明显提高。

1. 可锻铸铁的化学成分和组织特征

可锻铸铁的制作过程是：先铸造成白口铸铁，再进行“可锻化”退火，将渗碳体分解为团絮状石墨，得到铁素体基体加团絮状石墨或珠光体（亦或珠光体及少量铁素体）基体加团絮状石墨。铁素体基体+团絮状石墨的可锻铸铁断口呈黑灰色，俗称黑心可锻铸铁。这种铸铁件的强度与延性均较灰铸铁高，非常适合铸造薄壁零件，是最为常用的一种可锻铸铁。珠光体基体或珠光体与少

量铁素体共存的基体加团絮状石墨的可锻铸铁件断口呈白色，俗称白心可锻铸铁，这种可锻铸铁应用不多。

由于生产可锻铸铁的先决条件是浇注出白口铸铁，若铸铁没有完全白口化而出现了片状石墨，则在随后的退火过程中，会因为从渗碳体中分解出的石墨沿片状石墨析出而得不到团絮状石墨，所以，可锻铸铁的碳硅含量不能太高，以促使铸铁完全白口化；但碳、硅含量也不能太低，否则会使石墨化退火困难，退火周期增长。可锻铸铁的化学成分（质量分数）大致为：2.5%～3.2%C，0.6%～1.3%Si，0.4%～0.6%Mn，0.1%～0.26%P，0.05%～1.0%S。

2. 可锻铸铁的牌号、性能特点及用途

可锻铸铁的牌号、力学性能及用途见表20-5。牌号中的“KT”表示“可铁”二字汉语拼音的大写字头，“H”表示“黑心”，“Z”表示珠光体基体。牌号后面的两组数字分别表示最低抗拉强度和最低伸长率。

表20-5 可锻铸铁的牌号、力学性能及用途

牌号	基体	力学性能（不小于）			硬度 HBW	试样直径 /mm	用途举例
		σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ (%)			
KTH300—06	F	300	186	6	120～150	12或15	管道；弯头、接头、三通；中压阀门
KTH330—08	F	330	—	8	120～150	12或15	扳手；犁刀；纺机和印花机盘头
KTH350—10	F	350	200	10	120～150	12或15	汽车前后轮壳，差速器壳、制动器支架，铁道扣板、电动机壳、犁刀等
KTH370—12	F	370	226	12	120～150	12或15	
KTZ450—06	P	450	270	6	150～200	12或15	曲轴、凸轮轴、连杆、齿轮、摇臂、活塞环、轴套、犁刀、耙片、万向节头、棘轮、扳手、传动链条、矿车轮等
KTZ550—04	P	550	340	4	180～250	12或15	
KTZ650—02	P	650	430	2	210～260	12或15	
KTZ700—02	P	700	530	2	240～290	12或15	

可锻铸铁不能用锻造方法制成零件，只是因为石墨的形态改造为团絮状，不如灰铸铁的石墨片分割基体严重，因而强度与韧性比灰铸铁高。

可锻铸铁的力学性能介于灰铸铁与球墨铸铁之间，有较好的耐蚀性，但由于退火时间长，生产效率极低，使用受到限制，故一般用于制造形状复杂，承受冲击，并且壁厚<25mm的铸件（如汽车、拖拉机的后桥壳、轮壳等）。可锻铸铁亦适用于制造在潮湿空气、炉气和水等介质中工作的零件，如管接头、阀门等。

3. 可锻铸铁的石墨化退火

可锻铸铁的石墨是通过白口铸件退火形成的。通常是先形成的白口铸件加热到 900 ~ 980℃温度，一般保温 60 ~ 80h，炉冷，使其中渗碳体分解让“第一阶段石墨化”充分进行，形成团絮状石墨。待炉冷至 770 ~ 650℃再长时间保温，让“第二阶段石墨化”充分进行，这样处理后获得“黑心可锻铸铁”。若取消第二阶段的 770 ~ 650℃长时间保温，只让第一阶段石墨化充分进行炉冷，便获得珠光体基体或珠光体与少量铁素体共存的基体加团絮状石墨的“白心可锻铸铁”。

可锻铸件的问题是：可锻化退火时间太长，生产效率太低，退火后在 400 ~ 600℃之间缓冷后铸铁件脆性大。解决问题的办法是：避免退火后在 400 ~ 600℃之间缓冷；向铸铁液中加入少量 Bi、B 元素，并适当提高硅含量，可有效地缩短退火时间。我国有的厂家已将可锻化退火时间缩短到 20h。

20.2.5　特殊性能铸铁

工业上除了要求铸铁有一定的力学性能外，有时还要求它具有较高的耐磨性及耐热性、耐蚀性。为此，在普通铸铁的基础上加入一定量的合金元素，制成特殊性能铸铁（合金铸铁）。它与特殊性能钢相比，熔炼简便，成本较低。缺点是脆性较大，综合力学性能不如钢。

1. 耐磨铸铁

有些零件如机床的导轨、托板，发动机的缸套，球磨机的衬板、磨球等，要求更高的耐磨性，一般铸铁满足不了工作条件要求，应当选用耐磨铸铁。耐磨铸铁根据组织可分为下面几类：

（1）耐磨灰铸铁　在灰铸铁中加入少量合金元素（如磷、钒、铬、钼、锑、稀土等），可以增加金属基体中的珠光体数量，使珠光体细化，同时也细化了石墨。由于铸铁的强度和硬度升高，显微组织得到改善，使得这种灰铸铁具有良好的润滑性和抗咬合抗擦伤的能力。耐磨灰铸铁广泛用于制造机床导轨、气缸套、活塞环、凸轮轴等零件。

（2）中锰球墨铸铁　在稀土-镁球墨铸铁中加入 5.0% ~ 9.5% Mn（质量分数），控制 3.3% ~ 5.0% Si（质量分数），其组织为马氏体 + 奥氏体 + 渗碳体 + 贝氏体 + 球状石墨，具有较高的冲击韧度和强度，适用于同时承受冲击和磨损条件下使用，可代替部分高锰钢和锻钢。中锰球墨铸铁常用于农机具耙片、犁铧、球磨机磨球等零件。

2. 耐热铸铁

普通灰铸铁的耐热性较差，只能在小于 400℃左右的温度工作。耐热铸铁是指在高温下具有良好的抗氧化和抗生长能力的铸铁。所谓热生长是指氧化性气

氛沿石墨片边界和裂纹渗入铸铁内部，形成内氧化以及因渗碳体分解成石墨而引起体积的不可逆膨胀。结果将使铸件失去精度和产生显微裂纹。

在铸铁中加入硅、铝、铬等合金元素，使之在高温下形成一层致密的氧化膜 SiO_2、Al_2O_3、Cr_2O_3 等，使其内部不再继续氧化。此外，这些元素还会提高铸铁的临界点，使其在所使用的温度范围内不发生固态相变，以减少由此造成的体积变化，防止显微裂纹的产生。

耐热铸铁按其成分可分为硅系、铝系、硅铝系及铬系等。其中铝系耐热铸铁脆性较大，而铬系耐热铸铁的价格较贵，所以我国多采用硅系和硅铝系耐热铸铁。

3. 耐蚀铸铁

提高铸铁耐蚀性的主要途径是合金化。在铸铁中加入硅、铝、铬等合金元素，能在铸铁表面形成一层连续致密的保护膜，可有效地提高铸铁的耐蚀性。而在铸铁中加入铬、硅、钼、铜、镍、磷等合金元素，可提高铁素体的电极电位，以提高耐蚀性。另外，通过合金化，还可获得单相金属基体组织，减少铸铁中的微电池，从而提高其耐蚀性。

目前应用较多的耐蚀铸铁有高硅铸铁（STSi15）、高硅钼铸铁（STSi15Mo4）、铝铸铁（STA15）、铬铸铁（STCr28）、抗碱球铁（STQNiCrR）等。

20.3 铸铁的热处理

除了可锻铸铁退火将渗碳体分解为团絮状石墨外，铸铁的热处理目的在于两方面：一是改变基体组织，改善铸铁性能；二是消除铸件应力。铸件的热处理不能改变铸件原来的石墨形态及分布，即原来是片状或球状的石墨热处理后仍为片状或球状，同时它的尺寸不会变化，分布状况不会变化。

原则上钢的各种热处理方法均适应于铸铁，但由于石墨的存在，铸铁基体及化学成分的差异，使铸铁热处理具有不同于钢的特殊性。铸铁通过热处理主要改变基体组织（一般不改变石墨分布状态）来满足不同的性能要求。

1. 铸铁热处理的分类及目的

铸铁件热处理的分类及目的见表 20-6。

表 20-6 铸铁件热处理的分类及目的

序号	分类	目　　的	应　　用
1	去应力退火	在保证铸件力学性能不降低的情况下，以保证长期使用过程中不致失去原有尺寸精度	多用于灰铸铁基座、床身及精密铸件

（续）

序号	分类	目　　的	应　　用
2	低温退火	主要是使共析渗碳体分解、球化、从而降低铸件硬度以利于加工	多用于铸件硬度过高，铸件组织中没有自由渗碳体的灰铸铁、球墨铸铁件
3	高温退火	消除白口，改善塑性以利于加工	多用于存在较多的自由渗碳体和灰铸铁及球墨铸铁件
4	正火	增加基体组织中的珠光体含量，提高强度、硬度和耐磨性，为感应淬火做组织准备	多用于铁素体量过多、硬度太低的灰铸铁及球墨铸铁件
5	普通淬火	改善基体组织，获得马氏体组织，提高铸件硬度和耐磨性	用于提高硬度、强度的铸铁件，一般应用较少
6	等温淬火	改变基体组织，获得下贝氏体加少量残留奥氏体组织，提高铸件综合力学性能	多应用球墨铸铁件、合金铸铁件，如发动机曲轴、凸轮轴

2. 灰铸铁去应力退火

（1）准备工作

1）铸件准备：铸件去应力退火前应将冒口、型砂等清除干净，气孔、砂眼的补焊及粗加工工序应按排在去应力退火前。

2）设备（可采用箱式电炉、燃气炉及燃煤炉）准备：对使用的加热炉，应按有关设备操作规程检修，对燃料炉应清理主烟道、炉膛、燃烧室及燃烧嘴的灰分等。

3）测温仪表准备。

4）装炉：同炉装的铸件壁厚应力求接近，具有同一规范的铸件可装同一炉。

铸件摆放应平稳并用支柱支撑。多层装炉应采用适当垫铁，使铸铁与炉底、铸件之间留有 150～200mm 的间距。每层铸件之间的垫铁位置应当相同，邻层之间不允许垫铁的位置相互错开，以免发生弯曲变形；铸铁应避开热源、火口处，以防过热、过烧。重要铸件应装在路中温度较均匀处，刚性大的铸件装在靠近炉底处。

（2）工艺规范

1）升温速度：对于铸态应力大、结构形式复杂的铸件升温速度应慢些，一般采用炉温低于 200℃装炉；对于形状简单的铸件，升温速度可快些，但装炉温度不应超过 300℃。

2）加热温度：主要取决于铸件牌号，对于普通灰铸铁件，一般采用 530～

560℃；对于合金铸铁件采用550～600℃。

3）保温时间：由铸铁牌号、有效厚度、装炉量及硬度而定，一般取4～8h。

4）冷却速度：由铸件精度而定，对于一般铸件可以用50℃/h的速度冷却（使用箱式炉可以断电后随炉冷却）；对于高精度的机床铸件尽量缓冷（20℃/h），以免产生二次应力。在350℃以下冷却可适当快些。

5）出炉温度：一般控制在200～300℃，出炉铸件当温度未降到室温前不得受雨侵袭，以免开裂。

6）出炉后的铸件应放平稳，对于小块状铸件可堆放。

具体工艺规范参照表20-7。

表20-7　灰铸铁铸件去应力退火规范

铸件种类	铸件质量/kg	铸件壁厚/mm	装炉温度/℃	升温速度/(℃/h)	加热温度/℃		保温时间/h	缓冷速度/(℃/h)	出炉温度/℃
					普通铸铁	低合金铸铁			
一般铸件	<200		≤200	≤100	500～550	550～570	4～6	30	≤200
	200～2500		≤200	≤80	500～550	550～570	6～8	30	≤200
	>2500		≤200	≤60	500～550	550～570	8	30	≤200
精密铸件	<200		≤200	≤100	500～550	550～570	4～6	20	≤200
	200～3500		≤200	≤80	500～550	550～570	6～8	20	≤200
简单或圆筒状铸件一般精度铸件	<300	10～40	100～300	100～150	500～600		2～3	40～50	<200
	100～1000	15～60	100～200	<75	500		8～10	40	<200
结构复杂较高精度铸件	1500	<40	<150	<60	420～450		5～6	30～40	<200
	1500	40～70	<200	<70	450～550		8～9	20～30	<200
	1500	>70	<200	<75	500～550		9～10	20～30	<200
纺织机械小铸件	<50	<15	<150	50～70	500～550		1.5	30～40	150
机床小铸件	<1000	<60	≤200	<100	500～550		3～5	20～30	150～200
机床大铸件	>2000	20～80	<150	30～60	500～550		8～10	30～40	150～200

3. 球墨铸铁高温石墨化退火工艺

铸态组织中有共晶渗碳体、一次渗碳体的铸件，加热到 Ac_1 温度以上，保温，然后炉冷至室温或炉冷至 Ar_1 温度以下空冷，获得珠光体、珠光体 + 铁素体组织。

高温石墨化退火工艺主要用于基体组织中含有较多共晶渗碳体及合金元素偏析的铸件。

（1）一步退火工艺　当铸件组织中有少量游离渗碳体时，因其对铸件性能影响较大，宜采用高温石墨化退火，920℃ ×3 ~4h，然后以 30℃/h 的冷却速度炉冷至 600℃，再空冷。

（2）二步退火工艺　球墨铸铁组织中渗碳体（体积分数）偏离 10% 左右，采用高-低温两步退火工艺：930℃ ×3 ~4h，然后炉冷至（700 ±10）℃ ×2h，再炉冷至 600℃后出炉空冷，在高温退火工艺条件下，生产中应控制球墨铸铁硅含量大于 2%（质量分数），不能保证退火后消除渗碳体。

4. 球墨铸铁低温石墨化退火工艺

铸态组织为珠光体和石墨或珠光体、铁素体和石墨的铸件，加热到稍低于 Ac_1 温度保温，然后空冷至室温或炉冷至 Ar_1 温度以下空冷，获得铁素体为主的基体组织。

低温石墨化退火主要用于基体组织中无共晶渗碳体且珠光体量较高，要求具有高塑性和高韧性的铸件。

工厂常用的两种低温石墨化退火工艺如图 20-4 所示。

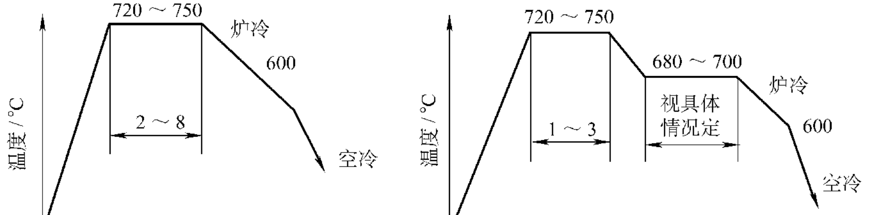


图 20-4　工厂常用的两种低温石墨化退火工艺

当铸件组织中不存在游离渗碳体（或体积分数小于 0.5%），而只存在大量珠光体时，宜采用低温石墨化退火工艺：720℃ ×4 ~6h，炉冷至 600℃再空冷。

5. 球墨铸铁去应力退火

去应力退火主要用于消除铸件的铸造应力或消除由于铸件焊补、机械加工、热加工等产生的残余应力。

当铸件要求较高，需生产高韧性铸态球墨铸铁时，可以采用去应力退火（或低温退火）。

铁素体基体球墨铸铁低温退火工艺如图 20-5 所示。

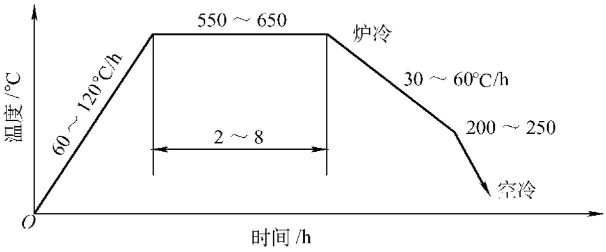


图 20-5　铁素体基体球墨铸铁低温回火工艺

6. 铸铁件淬火、回火

球墨铸铁件用作轴承时，需要更高的硬度，常将铸铁件淬火并低温回火处理。工艺是：铸件加热到 860～900℃保温，让原基体全部奥氏体化后再在油或熔盐中淬火冷却，后经 250～350℃加热保温回火，原基体转换为回火马氏体及残留奥氏体组织，原球状石墨形态不变。处理后的铸件具有高硬度及一定韧性，保留了石墨的润滑性能，使耐磨性能改善。

球墨铸铁件作为轴类件，如柴油机的曲轴、连杆，要求强度高和韧性较好的综合力学性能，对铸铁件进行调质处理。工艺是：铸铁件加热到 860～900℃奥氏体化，再在油或熔盐中淬火冷却，后经 500～600℃高温回火，获得回火索氏体组织（一般尚有少量碎块状铁素体），圆球状石墨形态不变。处理后强度，韧性匹配良好，适应于轴类件工件。

（1）操作过程　可参照钢件淬火工艺进行。

（2）工艺规范　见表 20-8、表 20-9 及图 20-6、图 20-7。

表 20-8　铸铁件淬火规范

淬火方法	加热温度/℃	保温时间	冷却介质	备　　注
普通淬火	840～860	盐炉 45～60s/mm，箱式炉 1.5min/mm	油或水	采用较少，仅用于铸铁件强度、硬度不足的某些工件。主要用于以珠光体为基体的球墨铸铁件和合金铸铁件
等温淬火	860～920		260～320℃硝盐等温	

表 20-9　铸铁件回火规范

铸件硬度 HRC	回火温度/℃	回火保温时间	铸件硬度 HRC	回火温度/℃	回火保温时间
35～40	400～500	取铸铁件淬火保温时间的 2 倍	45～50	<250	取铸铁件淬火保温时间的 2 倍
40～45	250～300		>50	<180	

（3）回火　铸铁件回火与钢件一样，分低温、中温和高温三种。当回火温度接近或超过 600℃时渗碳体开始石墨化，所以铸铁件一般不宜超过 600℃回火，

回火时间应根据铸件壁厚和装炉情况而定。一般比钢件回火时间适当延长一些，或取铸铁件淬火加热时间（箱式炉）的 1.5 ~ 2 倍，回火后一般在空气中冷却。

（4）等温温度与等温时间　根据铸铁的奥氏体等温转变图及在不同温度下分解产物的性能而定，一般采用下贝氏体转变温度 260 ~ 320℃，时间取 60 ~ 90min，等温后在空气中冷却，不必再回火。

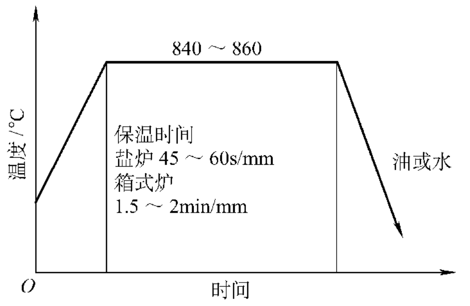


图 20-6　普通淬火工艺规范

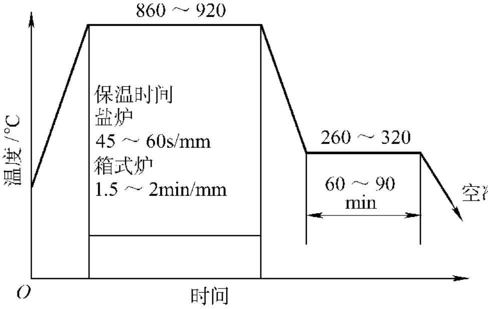


图 20-7　等温淬火工艺规范

7. 铸铁件正火

球墨铸铁正火的目的是将基体组织转换为细珠光体组织，使铸件强度提高。铸铁件正火工艺一般为 820 ~ 860℃ 透热，保温时间 2 ~ 3h，出炉空冷。

8. 铸铁的表面热处理

铸铁件表面热处理的目的是改善铸铁件抗磨性能。钢的感应淬火、激光淬火、软氮化等工艺均适用于铸铁。柴油机、内燃机气缸套目前常采用激光淬火或软氮化处理。激光加热铸铁件加热速度很快，空冷后工件就可形成一层高碳马氏体组织的硬化层，因而抗磨损能力明显增强。铸铁件经软氮化处理后，表层形成一层 ε 相的化合物（$Fe_{2\text{-}3}N$）高硬化层，不仅硬度高，同时摩擦因数小，因而抗磨损能力大为改善。

第 21 章　感 应 淬 火

21.1　概述

感应淬火是利用感应电流通过工件产生的热效应，使工件表面局部加热，然后快速冷却，以获得马氏体组织的工艺。

21.1.1　感应加热基本原理

1. 感应加热的物理基础

当工件放在通有交变电流的感应圈中，在交变电流所产生的交变磁场作用下将产生感应电动势。电流透入深度随工件材料电阻率的增加而增加，随工件材料的磁导率及电流频率的增加而减小。

钢的电阻率随加热温度的升高而增大，在 800～900℃时，各类钢的电阻率基本相等，通常把 20℃时的电流透入深度称为“冷态电流透入深度”，而把 800℃时的电流透入深度。称为“热态电流透入深度”。

2. 感应加热的物理过程

感应加热开始时，工件处于室温，电流透入深度很小，仅在此薄层内进行加热。表面温度升高，薄层有一定深度，且温度超过磁性转变点（或转变成奥氏体）时，此薄层变为顺磁体，交变电流产生的磁力线移向与之毗连的内侧铁磁体处，涡流移向内侧铁磁体处，由于表面电流密度下降，而在紧靠顺磁体层的铁磁体处，电流密度剧增，此处迅速被加热，温度也很快升高。此时工件截面内最大密度的涡流由表面向心部逐渐推移，同时自表面向心部依次加热。这种加热方式称为透入式加热，当变成顺磁体的高温层的厚度超过热态电流进入深度后，涡流不再向内部推移，而按着热态特性分布，继续加热时，电能只在热态电流透入层范围内变成热量，此层的温度继续升高。与此同时，由于热传导的作用，热量向工件内部传递，加热层厚度增厚，这时工件内部的加热和普通加热相同，称为传导式加热。

透入式加热较传导式加热有如下特点：

1）表面温度超过 A_3 点以后，最大密度的涡流移向内层，表层加热速度开始变慢，不易过热，随着加热时间的延长，传导式加热表面继续加热容易产生过热。

2）加热迅速，热损失小，热效率高。

3）热量分布较陡，淬火后过渡层较窄，使表面压应力提高。

21.1.2　感应淬火分类

根据电流频率的不同，可将感应淬火分为三类：

第一类是高频感应淬火，常用电流频率范围为 200～300kHz，一般淬硬层深度为 0.5～2.0mm。适用于中、小模数齿轮及中、小尺寸轴类零件等。

第二类是中频感应淬火，常用电流频率范围为 2500～8000Hz，一般淬硬层深度为 2～10mm。适用于较大尺寸轴和大中模数齿轮等。

第三类是工频感应淬火，电流频率为 50Hz，不需要变频设备，淬硬层深度可达 10～15mm。适用于较大直径零件的穿透加热及大直径零件如轧辊、火车车轮等的表面淬火。

图 21-1 是感应淬火示意图。

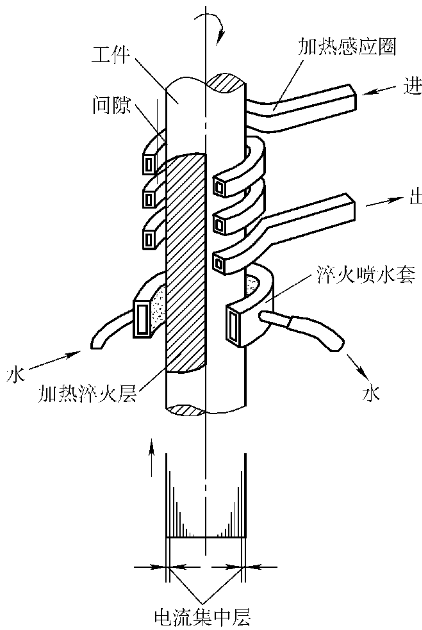


图 21-1　感应淬火示意图

21.1.3　感应淬火的特点

与普通淬火相比，感应淬火具有以下主要特点：

1）加热温度高，升温快。这是由于感应加热速度很快，过热度大。

2）工件表层易得到细小的隐晶马氏体，因而硬度比普通淬火提高 2～3HRC，且脆性较低。

3）工件表层存在残余压应力，因而疲劳强度较高。

4）工件表面质量好。这是由于加热速度快，没有保温时间，工件不易氧化和脱碳，且由于内部未被加热，淬火变形小。

5）生产效率高，便于实现机械化、自动化。淬硬层深度也易于控制。

21.2　感应淬火工艺

1. 根据零件尺寸及硬化层深度要求，合理选择设备

（1）设备频率的选择　主要根据硬化层深度来选择，一般若采用透入式加

热，所选用频率不宜过低，否则需用相当大的比功率才能获得所要求的硬化层深度，且无功损耗太大。当现有设备频率满足不了上述条件时，可采用下述弥补办法：在感应加热前预热，以增加硬化层厚度，调整比功率或感应器与工件间的间隙等。

（2）比功率的选择　比功率是指感应加热时工件单位表面积上所吸收的电功率。在频率一定时，比功率越大，加热速度越快；当比功率一定时，频率越高，电流进入越浅，加热速度越快。比功率的选择主要取决于频率和要求的硬化层深度。在频率一定，硬化层较浅时，选用较大比功率（透入式加热）；在层深相同情况下，设备频率较低的可选用较大比功率。因为工件上真正获得的比功率很难测定，故常用设备比功率来表示。设备比功率为设备输出功率与零件同时被加热的面积比，在实际生产中，比功率还要结合工件尺寸大小、加热方式，以及试淬后的组织、硬度及硬化层分布等作最后的调整。

2. 淬火加热温度和方式的选择

感应淬火温度与加热速度和淬火前原始组织有关。由于感应加热速度快，奥氏体转变在较高温度下进行，奥氏体起始晶粒较细，且一般不进行保温，为了在加热过程中能使先共析铁素体（亚共析钢）等游离的第二相充分溶解，这些都允许并要求感应淬火采用较高的淬火加热温度。一般高频感应淬火温度可比普通加热淬火温度高 30 ~ 200℃，加热速度较快的，采用较高温度。淬火前的原始组织不同，也可适当地调整淬火加热温度，调质处理组织比正火的均匀，可采用较低的温度。

当综合考虑表面淬火前的原始组织和加热速度的影响时，每种钢都有最佳加热规范，可参见有关手册。常用感应加热有两种方式：

一种是同时加热法，即对工件需淬火表面同时加热，一般在设备功率足够、生产批量比较大的情况下采用；另一种是连续加热法，即对工件需淬火部位中的一部分同时加热，通过感应器与工件之间的相对运动，把已加热部位逐渐移到冷却位置冷却，待加热部位移至感应器中加热，如此连续进行，直至需硬化的全部部位淬火完毕。如果工件是较长的圆柱形，为了使加热均匀，还可使工件绕其本身轴线旋转。一般在单件、小批量生产中，轴类、杆类及尺寸较大的平面加热，采用连续加热法。一般通过控制加热时间来控制加热温度。在用同时加热法时，控制一次加热时间。在大批量生产条件下可用设备上的时间继电器自动控制。在连续加热条件下，通过控制工件与感应圈相对位移速度来实现。

3. 冷却方式和冷却介质的选择

最常用的冷却方式是喷射冷却法和漫液冷却法。喷射冷却法即当感应加热终了时把工件置于喷射器之中，向工件喷射淬火介质进行淬火冷却。其冷却速度可以通过调节液体压力、温度及喷射时间来控制；漫液淬火法即当工件加热

终了时，浸入淬火介质中进行冷却。对细、薄工件或合金钢齿轮，为减少变形、开裂，可将感应器与工件同时放入油槽中加热，断电后冷却，这种方法称为埋油淬火法。

常用淬火介质有水、聚乙烯醇水溶液、聚丙烯醇水溶液，乳化液和油。聚乙烯醇水溶液的冷却能力随浓度增大而降低，通常使用的浓度为 0.05% ~ 0.30%（质量分数），若浓度为 0.3%（质量分数），则使用温度最好为 32 ~ 43℃，不宜低于 15℃。聚乙烯醇在淬火时在工件表面形成薄膜，从而降低水的冷速，在使用中应不断补充，以保持其要求浓度。

4. 回火工艺

感应淬火后一般只进行低温回火。其目的是为了降低残余应力和脆性，而又不致降低硬度。一般采用的回火方式有炉中回火、自回火和感应加热回火。炉中回火温度一般为 150 ~ 180℃，时间为 1 ~ 2h；自回火就是当淬火后尚未完全冷却，利用在工件内残留的热量进行回火，由于自回火时间短，在达到同样硬度条件下回火温度比炉中回火要高 80℃左右。自回火不仅简化了工艺，而且对防止高碳钢及某些高合金钢产生淬火裂纹也很有效。自回火的主要缺点是工艺不易掌握，消除淬火应力不如炉中回火；用感应加热回火时，为了降低过渡层的拉应力，加热层的深度应比硬化层深一些，故常用中频或工频加热回火。感应加热回火比炉中回火加热时间短，显微组织中碳化物弥散度大，因此得到的钢件耐磨性高，冲击韧性较好，而且容易安排在流水线上。感应加热回火要求加热速度小于 15 ~ 20℃/s。高频脉冲加热淬火与普通高频淬火主要区别在于高频电能是以瞬间脉冲形式输入工件，需淬火的工件在毫秒时间范围内几乎可以加热到熔化温度，并通过自冷却进行淬火。

5. 感应淬火常见的质量问题及产生原因

感应淬火常见的质量问题有开裂、硬度过高或过低、硬度不均、硬化层过深或过浅等。其产生的原因归纳如表 21-1 所示。

表 21-1 感应淬火常见的质量问题及产生原因

缺陷种类	产生的原因
开裂	加热温度过高，温度不均；冷却过急且不均；淬火介质及温度选择不当；回火不及时且回火不足；材料淬透性偏高，成分偏析，有缺陷，含过量夹杂物；零件设计不合理，技术要求不当
淬硬层过深或过浅	加热功率过大或过小；电源频率过低或过高；加热时间过长或过短；材料淬透性过低或过高；淬火介质温度、压力、成分不当
表面硬度过高或过低	材料碳的质量分数偏高或偏低，表面脱碳，加热温度低；回火温度或保温时间不当；淬火介质成分、压力、温度不当

（续）

缺陷种类	产生的原因
表面硬度不均	感应器结构不合理；加热不均；冷却不均；材料组织不良（带状组织偏析，局部脱碳）
表面熔化	感应器结构不合理，零件有尖角、孔、槽等；加热时间过长；材料表面有裂纹缺陷

6. 感应淬火零件的返修

1）感应淬火零件有下列情况时允许返修处理：硬度低或有大片软点；硬化区范围、硬化层深度不符合技术要求；加热温度不足造成金相组织不合格等。

2）返修件的处理方法可按下列两种办法进行：

① 返修件经感应加热到 700 ~750℃后空冷，然后按该零件淬火规范进行第二次淬火。

② 返修零件经炉内加热到550 ~600℃，保温60 ~90min，然后在水中或空气中冷却，再按原淬火规范进行第二次淬火。

凡返修零件应严格进行质量检验。

21.3　感应器设计简介

感应器是将高频电流转化为高频磁场对工件实行感应加热的能量转换器，它直接影响工件加热淬火的质量和设备效率。良好的感应圈应能保证工件有符合要求、均匀分布的硬化层，高的电效率，足够的机械强度，以及容易制造和操作方便。

感应器的电流密度大，故所用材料的电阻率必须尽可能小。一般感应器材料采用电解铜，通常是用纯铜管制成。在要求极高的情况下，例如脉冲淬火，感应器可由银制成。有的感应器用纯铜制成，但外表面镀银。感应圈卡上导磁体后增大了内侧的电感，所以改变了电流分布，使高频电流沿着电感较小的缺口部位通过，感应加热时为了避免引起相邻部位的加热，可以采用屏蔽的方法。磁阻较工件小，逸散的磁力线优先通过磁短路环达到屏蔽目的。

1. 感应器与零件的间隙

不同直径零件与感应器的间隙见表 21-2，圆形齿轮、花键零件与感应器的间隙见表 21-3。

表 21-2　不同直径零件与感应器的间隙

零件直径	15 ~30	>30	长轴类零件连续淬火时
零件与感应器的间隙/mm	1.5 ~2.5	2.5 ~5.0	3.0 ~7.0

表 21-3 圆形齿轮、花键零件与感应器的间隙

齿轮模数/mm	1 ~ 3	2 ~ 5
零件与感应器的间隙/mm	3.0 ~ 4.5	4 ~ 6

内孔淬火时，感应器与零件的间隙一般取 1.5 ~ 2.5mm。

2. 感应器的高度

用于轴类零件同时加热淬火的感应器高度见表 21-4。

表 21-4 用于轴类零件同时加热淬火的感应器高度

感应加热电源	轴类零件的感应器高度/mm	齿轮类零件的感应器高度/mm
高频	要求硬化区宽 + 8 ~ 12	齿轮宽度 - 2 ~ 4
中频	要求硬化区宽 + 8 ~ 12	齿轮宽度 - 3 ~ 6

3. 感应器有效圈厚度

感应器有效圈厚度主要取决于电源频率，此外还必须考虑感应器的强度、刚性及经济性。不同条件下选用的有效圈厚度见表 21-5。

表 21-5 不同条件下选用的有效圈厚度

电源频率/kHz	有效圈厚度/mm	
	加热时感应器通水	加热时感应器不通水
200 ~ 300	1.0 ~ 1.5	3.0 ~ 6.0
8	1.5 ~ 2.0	6.0 ~ 8.0
2.5	2.0 ~ 3.0	6.0 ~ 12.0

4. 感应器喷射孔设计的合理性

包括有效圈或喷射圈至零件的间隙，喷射孔的布局、密度、角度及孔径；淬火液进入管的直径、数量、分布。感应器喷射孔设计是否合理，是直接影响淬火质量的重要因素。

喷射孔的设计参数推荐如下：

孔径：1.5 ~ 2.0mm；密度：4 ~ 8 孔/cm^2 或喷射孔的总面积占有效全内径总面积的 12% ~ 20%。

孔的分布以交叉的棋盘格式为宜。

淬火液进入管的总面积在可能的条件下尽量接近或大于喷射孔的总面积，其分布以喷射均匀为原则。

在成批生产时，可在感应器上设置零件定位装置，以保证淬火质量。

第 22 章　火焰淬火和电解液淬火

应用可燃气体燃烧产生的高温火焰对工件表面进行加热，并快速冷却的淬火工艺称为火焰淬火。火焰淬火一般是用乙炔-氧或煤气-氧等火焰直接加热工件表面（见图 22-1）。火焰加热温度很高（约 3000℃ 以上），能将工件迅速加热到淬火温度，通过调节烧嘴的位置和移动速度，可以获得不同厚度的淬硬层。淬硬层深度可达 2～6mm。

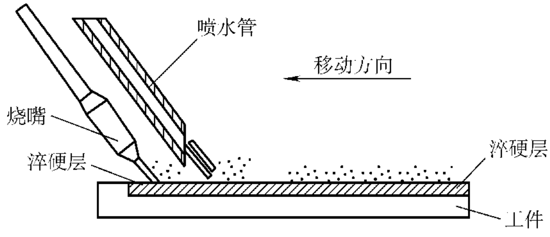


图 22-1　火焰淬火示意图

火焰淬火适用于中碳钢 35、45 钢和中碳合金结构钢 40Cr 及 65Mn、灰铸铁、合金铸铁的表面淬火，是用乙炔-氧或煤气-氧混合气燃烧的火焰喷射快速加热工件。工件表面达到淬火温度后，立即喷水冷却。否则会引起工件表面严重过热及变形开裂。

22.1　火焰淬火的优缺点及火焰特性

1. 火焰淬火的特点

（1） 火焰淬火的优点

1） 设备简单，使用方便，成本低。

2） 不受工件体积大小的限制，可灵活移动使用。

3） 淬火后表面清洁，无氧化、脱碳现象，变形也小。

4） 既适用于单件或小批量生产，也适用于大型工件的局部淬火要求，如大齿轮、轧辊、大型壳体（马达壳体）、导轨等。

（2） 火焰淬火的缺点

1） 不易稳定地控制质量。

2） 大部分是手工操作和凭肉眼观察来掌握温度。表面容易烧化、过热与淬裂，很难达到均匀的淬火层与高的表面硬度。

3） 较难得到小于 2mm 的淬硬层深度，只适用于火焰喷射方便的表层上。

4） 实现机械化流水生产较为困难。

5） 所采用的混合气体有爆炸危险。

2. 火焰的结构及其特性

火焰淬火可用下列混合气体作为燃料：

1）煤气和氧气（1∶0.6）（体积比）。

2）天然气和氧气（1∶1.2～1∶2.3）（体积比）。

3）丙烷和氧气（1∶4～1∶5）（体积比）。

4）乙炔和氧气（1∶1～1∶1.5）（体积比）。

不同混合气体所能达到的火焰温度不同，最高为氧-乙炔焰，可达 3100℃；最低为氧-丙烷焰，可达 2650℃。通常采用氧-乙炔焰，简称氧炔焰。乙炔和氧气的比例不同，火焰的温度不同。火焰可分为还原焰、中性焰或氧化焰。火焰分三区：焰心、还原区及全然区。其中还原区温度最高（一般距焰心顶端 2～3mm 处温度达最高值），应尽量利用这个高温区加热工件。氧-乙炔焰特性比较见表 22-1。

表 22-1　氧-乙炔焰特性比较

火焰类别	混合比飞（体积）（氧气/乙炔）	焰心	内焰	外焰	最高温度/℃	备注
氧化焰	>1.2 一般为 1.3～1.7	淡紫蓝色	蓝紫色	蓝紫色	3100～3500	无碳素微粒层，有噪声，含氧越高，整个火焰超短，噪声越大
中性焰	1.1～1.2	蓝白色圆锥形，焰心长，流速快，温度>950℃	淡橘红色，还原性，长 10～20mm，距焰心 2～4mm 处温度最高为 3150℃	淡蓝色，氧化性，温度为 1200～2500℃	3050～3150	焰心外面分布有碳素微粒层
碳化焰	<1.1 一般为 0.8～0.95	蓝白色，焰心较长	淡蓝色，乙炔量大时，内焰较长	橘红色	2700～3000	可能有碳素微粒层，三层火焰之间无明显轮廓

22.2　火焰淬火方法

1. 火焰的组成与调整

火焰淬火一般采用特制喷嘴。氧-乙炔气体混合后经喷嘴喷射出而燃烧，根据氧气或乙炔气过剩的情况，燃烧火焰可分为还原性火焰、中性火焰和氧化性火焰。

图22-2所示为氧-乙炔火焰所形成的中性焰的组成及沿火焰长度温度分布情况。

火焰淬火时，喷嘴和零件之间必须保持一定距离，一般为10～40mm。火焰最佳状态可通过调整氧气和乙炔气的流量，即两者的混合比而获得。

火焰淬火法是用乙炔-氧火焰（最高温度3200℃）或煤气-氧火焰（最高温度2000℃），对工件表面进行快速加热，并随即喷水冷却。淬硬层深度一般为2～6mm。适用于单件小批量生产以及大型零件的表面淬火。

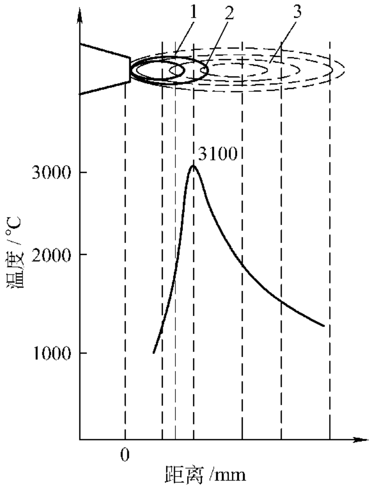


图22-2　氧-乙炔火焰所形成的中性火焰的组成及沿火焰长度温度分布
1—焰心　2—还原区　3—全燃区

2. 火焰淬火加热方法

火焰淬火加热方法主要有图22-3所示的几种，可根据工件形状和表面淬火要求而定。

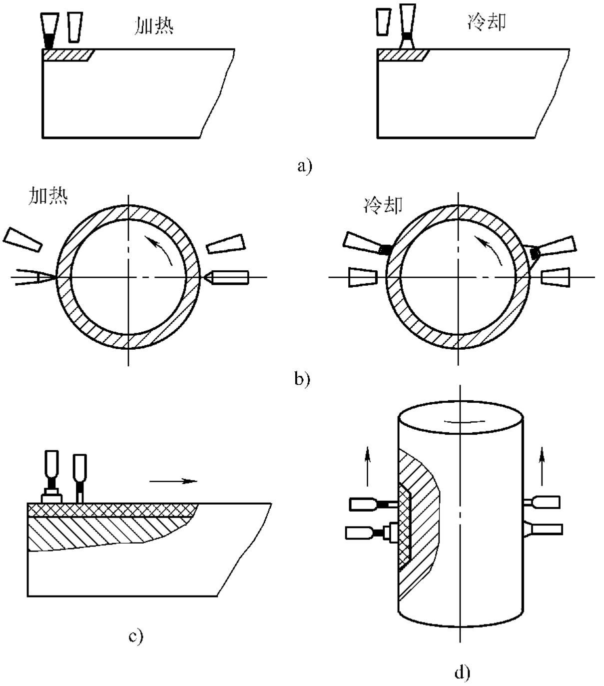


图22-3　火焰表面淬火加热方法示意图
a）固定法　b）旋转法　c）连续推进法　d）联合法

（1）固定法　工件与喷嘴均保持不动，先进行加热，达到淬火温度后，熄火后立即冷却。此法多用于局部淬火。

（2）旋转法　利用一两个不移动的火焰喷嘴，将以一定速度旋转（一般转速为 75 ~150r/min）的工件表面加热，达到淬火温度后，关闭气门，喷水（或其他冷却剂）冷却。此法多用于回转体工件的表面淬火。

（3）连续推进法　工件和喷嘴以一定速度相对运动，边加热边冷却，此法用于长形平面或曲面工件的表面淬火。

当采用连续淬火法时，喷嘴中火孔与水孔间的距离是否合适，将直接影响淬火质量。距离太大，可能使淬硬层过深或淬不上火；反之则淬火温度高，变形大，容易使火焰熄灭或产生回击现象。根据不同钢号淬透性的差异，可将喷火孔和水冷孔距离调节在 10 ~25mm 之间。为了使水花不溅在焰心处，应使喷出的水柱后倾 10°~30°，火孔与水孔间还应设置挡水板。

根据材料、技术要求和淬火方式，可选用水、聚乙烯醇水溶液等冷却剂。

（4）联合法（或称混合法）　以一个或两个喷嘴，相对工件的中心线作平行直线运动，工件则绕轴线以一定的转速（75 ~150r/min）旋转，连续加热，随后冷却。此法主要用于长轴类工件的表面淬火。

火焰淬火方法可分为同时加热方法和连续加热方法。其操作方法、工艺特点和适用范围见表 22-2 所示。

表 22-2　火焰淬火操作方法、工艺特点和适应范围

加热方法	操作方法	工艺特点	适用范围
同时加热	固定法（静止法）	工件和喷嘴固定，当工件被加热到淬火温度后喷射冷却或浸入冷却	用于淬火部位不大的工件
	快速旋转法	一个或几个固定喷嘴对旋转（75 ~150r/min）的工件表面加热一定时间后冷却（常用喷冷）	适用于处理直径和宽度不大的齿轮、轴颈、滚轮等
连续加热	平面前进法	工件相对喷嘴作 50 ~300mm/min 直线运动，喷嘴上距火孔 10 ~30mm 处设有冷却介质喷射孔，使工件淬火	可淬硬各种尺寸平面型工件表面
	旋转前进法	工件以 50 ~300mm/min 速度围绕固定喷嘴旋转，喷嘴上距火孔 10 ~30mm 的孔喷射冷却介质	用于制动轮、滚轮、轴承圈等直径大表面窄的工件
	螺旋前进法	工件以一定速度旋转，喷嘴轴向配合运动，得螺旋状淬硬层	获得螺旋状淬硬层
	快速旋转前进法	一个或几个喷嘴沿旋转（75 ~150r/min）工件定速移动，加热和冷却工件表面	用于轴、锤杆和轧辊等

22.3 电解液淬火

工件淬火部分置于电解液中为阴极，金属电解槽为阳极，电路接通，电解液产生电离，阳极放出氧，阴极工件放出氢。氢围绕阴极工件形成气膜，产生很大的电阻，通过的电流转化为热能将工件表面迅速加热到临界点以上温度。电路断开，气膜消失，加热的工件在电解液中实现淬火冷却。此方法设备简单，淬火变形小，适用于形状简单小件的批量生产。

电解液可用酸、碱或盐的水溶液，质量分数为5%～18%的Na_2CO_3溶液效果较好。电解液温度不得超过60℃，否则影响气膜的稳定性以及加速溶液蒸发。常用电压160～180V，电流密度4～10A/cm^2。加热时间由试验决定。

电解液淬火适合于单件、小批量生产或大批量形状简单工件的局部淬火。若电解液淬火操作不当，极易引起工件过热乃至熔化。随着晶闸管整流调压技术的应用，这一缺点将被克服。

电解淬火安全操作注意事项：

操作人员必须穿绝缘鞋，戴绝缘手套；检查电解液槽的绝缘程度，电气设备的工作状态以及工作电压和电流；工作前检查电解液的化学成分，工作中电解液的温度不得超过60℃，测温应有专用仪器；工作中严格控制加热时间；工作场地应通风良好；工作场地严禁吸烟、饮水和进食；工作完毕应将电解液槽严密加盖，切断电源。

第 23 章　激光表面强化

激光和电子束淬火是 20 世纪 70 年代初发展起来的两种新技术。由于它们加热上的一些显著特点，为金属的表面热处理带来了一些新的概念和特点。

23.1　激光表面强化技术

23.1.1　激光表面强化原理

利用高功率密度激光束（激光具有高达 10^6 W/cm^2 的功率密度，一般适用范围为 10^3 ~ 10^6 W/cm^2）进行表面热处理的方法称为激光淬火。激光淬火的特点是：能量集中，故可对工件表面施行选择性处理；能量利用率高，加热极为迅速并靠自激冷却；畸变极小，从而可大大减少后续加工工时；特别是利用高能束可以对材料的表面实现相变硬化、微晶化、冲击加热硬化、覆层镀层合金化等多种表面改性处理，产生用其他表面淬火强化难于达到的表面成分、组织、性能的改变。

激光淬火后，工件表层获得极细小的板条马氏体和孪晶马氏体的混合组织，且位错密度极高，表层硬度比淬火加低温回火工件提高 20%，即使是低碳钢也能提高一定的硬度。

激光淬火硬化层深度一般为 0.3 ~ 1mm，硬化层硬度值一致。随零件正常相对接触摩擦运动，表面虽然被磨去，但新的相对运动接触面的硬度值并未下降，耐磨性仍然很好，因而不会发生常规表面淬火层由于接触磨损加剧的现象，耐磨性提高了 50%，工件使用寿命提高了几倍甚至十几倍。

激光淬火最佳的原始组织是调质组织，淬火后零件变形极小，表面质量很高，特别适用于拐角、沟槽、不通孔底部及深孔内壁的热处理，而这些部位是其他表面淬火方法极难做到的。

激光淬火一般采用功率为千瓦级的连续工作 CO_2 激光，通常的激光热处理装置见图 23-1。激光淬火的关键设备是激光器，目前工业中应用最多的是 500W 级纵向直流放电 CO_2 激光器。其性能如下：额定输出功率 450W，输出功率范围 200 ~ 800W，光束直径 ϕ4mm，发散角小于 2 毫弧度。

利用激光照射事先经过黑化处理的工件表面，使表面薄层快速加热到相变温度以上（低于熔点）。光束移开后通过自激冷却即可实现表面淬火硬化。用于

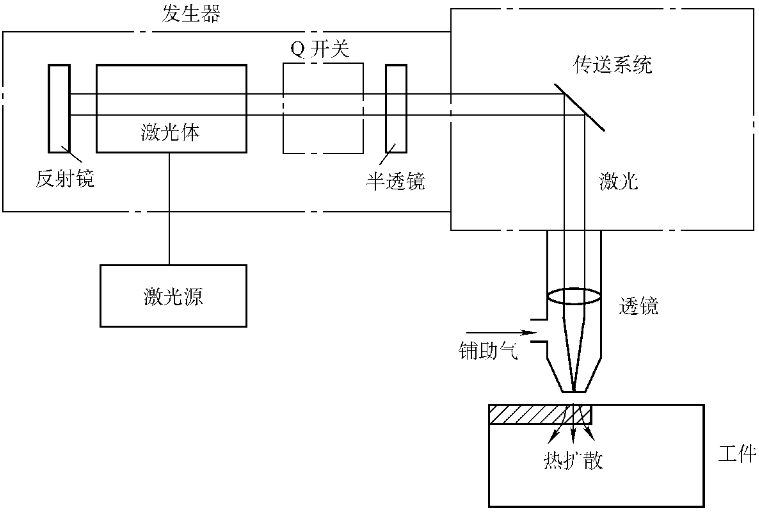


图 23-1 激光热处理装置示意图

激光淬火的功率密度为 $10^3 \sim 10^6 W/cm^2$。由于加热工件表面温度及穿透深度均与激光照射持续时间的平方根成正比，因此，当激光束功率及光斑尺寸确定后，通过改变激光束的扫描速率，就可以控制工件表面温度与加热层深度。

激光淬火的基本工艺参数是：激光器的输出功率、光斑尺寸、扫描速度（或工件移动速度），其次还有材料对光的吸收率等。

激光淬火钢件表层可获得极细的马氏体，合金钢硬化区组织为极细板条或针状马氏体、未溶碳化物及少量残留奥氏体，激光硬化区与基体交界区呈现复杂的多相组织。

激光淬火与高频及火焰淬火相比较，前者受热及冷却区域极小，因之畸变极小、残余应力小，且由于毫无氧化脱碳作用，淬火表面更加光亮洁净，从而可在最终精加工工序以后进行。利用激光淬火还可以解决工件拐角、沟槽、不通孔、深孔内壁等用其他热处理方法很难解决的强化问题。

激光淬火可改善模具表面硬度、耐磨性、热稳定性、抗疲劳性和临界断裂韧度等力学性能，是提高模具寿命的有效途径之一。例如 GCr15 钢制轴承保持架冲孔用的冲孔凹模，经常规处理后的使用寿命为 1.12 万次，经激光硬化处理后的寿命达 2.8 万次；GCr15 钢制冲孔模经激光强化处理后，其使用寿命提高了 2 倍，硅钢片模具经处理后，使用寿命提高了 10 倍。

23.1.2 激光表面强化的种类及特点

激光表面强化技术主要包括激光淬火、激光熔凝硬化、激光合金化、激光熔覆等。

1. 激光相变硬化（激光淬火）

激光相变硬化也称为激光淬火，它是以高能量的激光束快速扫描工件，使工件表层迅速加热到奥氏体化温度，内部材料则保持冷态，随后通过热量往基体深部的传导，使加热的表层以很快的速度冷却，得到极细的马氏体组织，其硬度主要取决于基材奥氏体的碳含量和晶粒度，达到自身淬火的目的。

激光相变硬化的主要目的是在工件表面有选择性的局部产生硬化带以减低磨损，以及通过在表面产生压应力来提高疲劳强度。

激光相变硬化的主要优点如下：

1）其组织细小，硬度比常规淬火提高 15% ~20%。

2）加热速度极快，工艺周期短，生产效率高，无需淬火介质，工艺过程易于控制。

3）对于孔状及腔筒内壁等特殊部位，只要激光束能照射到的均可进行处理。如深孔壁、深沟底及侧面等部位。

4）可进行大型零件的局部表面及形状复杂零件的硬化处理。

5）淬硬层深度可以精确控制。

6）热处理变形小。

激光加热金属的速度极快，奥氏体相变是在过热度大的高温区很短时间内完成的，相变形核的临界半径小，使得奥氏体形核数增多；同时，瞬时加热后的急冷使超细奥氏体晶粒来不及长大，使得残留奥氏体量增加，碳来不及扩散使残留奥氏体中碳量增加，随着奥氏体向马氏体的转变，得到高碳马氏体，从而提高硬度。

金属材料表面对激光辐照能量的吸收能力与激光的波长、材料的温度和性质以及材料表面状态密切相关。激光波长越短，材料的吸光能力越高；随着温度的升高，材料的吸光能力也增加；材料的表面粗糙度值越小，其对激光的反射率越高。因而当激光波长确定后，金属材料对激光的吸收能力主要取决于其表面状态，一般需激光热处理的金属材料表面都经过机械加工，表面粗糙度值很小，其反射率可达 80% ~90%，使大部分激光能量被反射掉。为了提高金属表面对激光的吸收率，在激光热处理前要对材料进行表面预处理（常称为黑化处理），即在需要激光处理的金属表面涂上一层对激光有较高吸收能力的涂料，以提高光束能量的利用效率。表面预处理的方法包括表面磷化法、表面拉毛法、表面氧化法、喷（刷）涂料法、镀膜法等多种方法，其中较为常用的是磷化法和喷（刷）涂料法。常用的涂料有石墨、炭黑、磷酸锰、磷酸锌、水玻璃等，也有直接使用碳素墨汁和无光漆作为预处理涂料的。

在确定工艺参数时，首先要分析被加工对象的材料特性、使用条件、服役状况，以确定技术条件、产品质量要求等，从而决定淬硬层的深度、宽度、硬

度，由此考虑选用宽带、窄带、多模、单模以及扫描形式等因素。

激光相变硬化工艺参数主要有三个，即激光器输出功率 P、光斑直径 d 及扫描速度 v。

国内用于激光淬火的模具材料有 CrWMn、Cr12MoV、Cr12、9SiCr、3Cr2W8V、T10A、W6Mo5Cr4V2、W18Cr4V 等，这些钢种经激光淬火后的组织性能较常规热处理普遍改善。

例如：GCr15 冲孔模，把其硬度由 58～62HRC 降至 45～50HRC，并用激光进行强化处理，白亮层硬度为 849HV，基体硬度为 490HV，硬化层深度为 0.37mm，模具使用寿命提高 2 倍以上；又如 CrWMn 钢加热时易在奥氏体晶界上形成网状二次碳化物，显著增加脆性，降低冲击韧度，耐磨性也不能满足要求。采用激光淬火可获细马氏体和弥散分布的碳化物颗粒，消除了网状。在淬火回火态下激光淬火可获得最大硬化层深度及最高硬度 1017HV；Cr12MoV 钢激光淬火后的硬度、抗塑性变形和抗粘磨损能力均较常规热处理有所提高。W6Mo5Cr4V 及 W18Cr4V 高速钢激光淬火后具有较常规淬火更高的硬度，中温回火可以进一步提高激光硬化层的硬度，这是由于激光超快速加热时固溶了更多的碳及合金元素所致。

2. 激光熔凝处理（激光上釉）

激光熔凝处理是利用比激光淬火更高能量密度（10^4～10^6W/cm^2）的激光束对金属表面进行扫描，使金属表层快速熔化，并造成熔化金属与基体之间很大的温度梯度，激光移开后，熔化金属快速冷却，但并不改变表层的化学成分。由于表层金属加热和冷却都异常迅速，故所得的组织非常细密。若通过外部介质使表层熔液冷却速度达到 10^6℃/s，则可抑制结晶过程的进行，而凝固成非晶态，称为激光熔化-非晶态处理，又称激光上釉。

熔凝处理可以用来改善材料表面的耐磨性、疲劳强度和耐蚀性，某些模具钢在高速冷却结晶后，可以提高碳化物弥散度，改变合金元素及碳化物分布，因而表面硬度和热稳定性都有所提高，可有效延长模具寿命。如 Cr12 莱氏体钢经激光加热，表面熔化，然后超高速冷却，形成很细的铸态组织，使合金元素和碳化物分布均匀，提高了表面硬度。

5CrNiMo 渗硼层在激光熔凝处理后，与原始渗硼层相比，强化层深度增加，强化层硬度趋于平缓，渗硼层的脆性得以改善。

3. 激光涂覆

激光涂覆是采用激光加热使材料表面层熔化，同时加入另外的材料成分一起熔化后迅速凝固形成新的合金层，在表面涂覆一层具有特殊物理、化学或力学性能的材料。涂覆材料受到基体材料极小的稀释，基体保持其原有成分及性质不变，同时涂覆层晶粒细小、致密，从而提供良好的耐磨损、耐蚀能力。激

光涂覆通常有预置粉末法和喷射粉末法之分。

1）预置粉末激光涂覆是在激光处理前，将一定厚度的合金粉末层置于基体之上，这是制造单道扫描涂层的最简单方法。预置粉末法对工件的形状、位置的适应性较差，而且不适宜通过多道扫描得到较大面积的涂层。因为第一次扫描已将邻近区域的粉末熔化或部分熔化，紧接着在邻近位置作第二道扫描时，已不存在完整的粉末层。由于基体被粉末层所覆盖，激光首先加热粉末。粉末的热导率很低，在粉末层全部熔化以前，由粉末层向基体的热传导可以忽略。粉末层完全熔化以后，激光才通过熔化了的合金层加热基体。一旦基体表面熔化，二者实现冶金结合，这样，激光涂覆过程可以看作是由互相衔接的粉末熔化和基体加热两个步骤组成。

2）喷射粉末激光涂敷法是用惰性气体将粉末喷向激光和材料的作用区。在激光作用下，涂层材料在基材上形成一个熔池，喷射来的粉末附在此熔池的表面并受热熔化。激光通过此熔池加热基体，直至其表层熔化，和熔融的合金层实现冶金结合。与预置粉末法相比，喷射粉末激光涂覆工艺较为方便、实用，可适应于各种形状、位置表面的涂覆，既可用于单道扫描涂覆，也可通过互相衔接的多道扫描实现较大面积的涂覆。喷射粉末激光涂覆法还有利于提高激光能量的利用率。

另外采用激光涂覆方法还可以将一些失效的模具重新涂覆继续使用。

4. 激光合金化

激光表面合金化是采用高能束激光（$10^4 \sim 10^6 W/cm^2$）照射预先涂敷在模具表面的合金涂敷层，使之熔化并与基体表面混合，形成物理状态、组织结构和化学成分不同于基体的新表层，从而提高模具表面的耐磨性、耐蚀性和高温抗氧化性等。

激光合金化与涂覆是同一种类型的工艺，它们的区别仅在于：合金化所形成合金层的成分是介于施加合金与基体金属之间的某一中间成分，即施加合金受到变大或稀释。而涂覆则是除较窄的结合层外，施加材料基本保持原有成分很少受到稀释。这些区别可以由被施加材料及成分、施加形式及数量和激光工艺参数的改变来达到。

激光合金化与熔凝及涂覆之间有共同的特征，即在激光作用下形成熔池。在表面张力梯度作用下，熔池内金属有剧烈的流动。激光表面合金化的一个重要问题是较易产生裂纹。熔化合金带冷却固化时，其收缩受到基体约束，在合金层中产生拉应力，拉应力是裂纹和疲劳破坏的根源。激光合金化的裂纹通常是枝晶完全凝固前拉应力造成的裂纹，或者是后一次扫描的拉应力叠加到前一次扫描带的残余应力上，使总的应力超过了材料的抗拉强度造成的。预热是减小裂纹倾向的有效方法，也可以采用合金化后的热处理来消除其残余应力。

CrWMn经复合粉末激光合金化，可使耐磨性大大提高，其体积磨损量为淬火CrWMn的1/10，寿命提高14倍。M2高速钢激光表面钴合金化后，表面层w（Co）可达2%～5%，合金化层中Co含量的变化受激光工艺参数和预沉积Co厚度控制，合金化层硬度可达700～800HV，再经过热处理后硬度可达1150HV，明显高于M2高速钢基体。

23.2　激光表面强化的特点和应用

1. 激光表面强化的特点

1）加热速度快，淬火不用冷却剂。因为激光具有很高的能量密度，故可使金属表面在百分之几甚至千分之几秒内升高到所需淬火温度。由于升温快加热集中，因而停止照射时可以把热量迅速传至周围未被加热金属，被加热处可以迅速冷却，达到自行淬火的效果。由于加热速度极快，故可以得到超细晶粒。

2）可以进行局部的选择性淬火。由于激光具有高的方向性和相干性，可控性能特别好，它可用光屏系统传播和聚焦，因此，可以按任何复杂的几何图形进行局部选择性加热淬火，而不影响邻近部位的组织和表面粗糙度。对一些拐角、狭窄的沟槽、齿条、齿轮、深孔、不通孔表面等用光学传导系统和反射镜可以很方便地进行加热淬火。

3）几乎没有变形。

2. 激光表面强化的应用

激光热处理已进入生产应用阶段，在美国已在汽车工业中应用。例如汽车上可锻铸铁转向器壳体内壁用激光淬火可得宽1.5～2.5mm，深0.25mm的硬化带，耐磨性可增加10倍。其他如曲轴颈圆弧处的局部淬火，阀座、阀门杆等均可采用激光热处理。

激光热处理解决了传统金属热处理不能解决或不容易解决的技术难题，得到迅速的发展。大功率CO_2激光器从20世纪70年代起发展很快，先进的工业国家大功率CO_2激光器已产品化、系列化。

随着大功率激光器的发展，用激光就可以实现各种形式的表面处理，应用极为广泛，几乎一切金属表面热处理都可以应用。目前应用比较多的有汽车、冶金、石油、重型机械、农业机械等存在严重磨损的机器行业，以及航天、航空等高技术产品。激光热处理在汽车行业应用极为广泛，在许多汽车关键件上，如缸体、缸套、曲轴、凸轮轴、排气阀、阀座、摇臂、铝活塞环槽等几乎都可以采用激光热处理。

例如美国通用汽车公司用十几台千瓦级CO_2激光器，对换向器壳内壁局部硬化，日产3万套，提高工效4倍。我国采用大功率CO_2激光器对汽车发动机

进行缸孔强化处理，可延长发动机大修里程到 15 万 km 以上，一台气缸等于三台不经处理的气缸。

激光热处理在大型机车制造业已被采用，大大提高了机车寿命，主要是机车大型曲轴的激光热处理和机车柴油机缸套和机车主簧片的激光热处理。它们的模具制造工艺复杂，精度要求高，形状各异，应用广泛，但往往因模具的寿命短而加大了成本，返修也很困难。用激光对模具表面进行热处理，可成倍地提高模具寿命，又不受形状和尺寸限制。由于激光热处理越来越显示其优越性，各种大功率 CO_2 激光热处理不断问世。如大连机车车辆厂引进德国 6000W CO_2 激光器用于大型曲轴热处理生产线等。

第 24 章　形变热处理

24.1　形变热处理的分类及用途

在金属材料或机器零件的制造过程中，将压力加工（锻、轧等）与热处理结合起来，可以同时发挥形变强化与热处理强化的作用，获得单一的强化方法所不能达到的综合力学性能，这种复合强化工艺称为形变热处理。

利用形变热处理，可以同时达到成形和改善显微组织的双重目的，使工件获得优异强度和韧性，大幅度地改善工艺性能和使用性能，充分发挥金属材料的潜力，提高零件的质量和寿命。此外，形变热处理工艺还可省去热处理时的重新加热，从而节约大量能源、加热设备和车间面积，减少材料的氧化损失及脱碳、翘曲等热处理缺陷。因此，形变热处理工艺兼有优异的强韧化效果与巨大的经济效益。

形变热处理的工艺方法很多，可以根据工艺中的形变过程与热处理时的相变过程安排顺序进行分类，也可以按照以上方法派生出表 24-1 所示的几类。

表 24-1　形变热处理的工艺名称、进行方式、效果及用途

序号	类别	工艺名称		进行方式	效果及用途
1	形变在相变前进行的形变热处理方法	高温形变淬火	锻热淬火	利用锻造余热直接淬火，可与各种锻造方法结合，如自由锻、热模锻、旋压、热挤压等	在提高强度（10% ~30%）的条件下改善塑性、韧性、疲劳抗力，减小回火脆性、低温脆性及缺口敏感性。可用于高温回火（调质）的各种碳钢及合金结构钢零件以及机械加工量不大的锻件。例如连杆、曲轴、枪支火炮零件、叶片、弹簧、农具零件等
			轧热淬火	利用轧制余热直接淬火	轧制淬火效果同上，可用于各种建筑钢材，板、管、轨、丝、型材等
2		高温形变正火		在锻（轧）时适当降低终锻（轧）温度，然后空冷	能有效提高钢材冲击韧度并降低脆性转变温度，提高共析钢抗磨损能力及疲劳抗力，适用于以微量元素（V、Nb、Ti 等）强化的建筑及结构钢材以改进塑性，以及用共析钢或合金钢制造的大型、复杂形状的锻件

（续）

序号	类别	工艺名称	进行方式	效果及用途
3		高温形变等温淬火	利用锻（轧）预热进行珠光体区域或贝氏体区域的等温淬火	可以获得高强度与高塑性的良好配合，适用于缆绳用中碳［w（C）≈0.4%］及高碳［w（C）≈0.8%］钢丝及小型零件（螺钉等）的生产，在贝氏体区域的高温形变等温淬火可使强度及塑性提高得更多
4		亚温形变淬火	在临界温度区域（Ac_3 及 Ac_1 之间）进行形变，然后淬火（此温度区域原为亚共析钢热处理禁区）	大大改善合金结构钢冷脆温度，适用于制造在严寒地区工作的结构件及冷冻设备构件，较大形变量（>60%）的亚温形变淬火还可获得碳化物定向分布的纤维强化钢，具有比铅淬拔丝更高的强度和优良的低温塑性
5	形变在相变前进行的形变热处理方法	低温形变淬火	将钢材加热至奥氏体区域然后急冷至最大转变孕育期（500～600℃之间）进行大量（60%～90%）形变，然后淬火，可与新兴的温锻工艺结合	可在保证塑性的条件下，大幅度提高强度，改善抗磨损能力，并可将高强度钢的抗拉强度从 1800MPa 提高到 2500～2800MPa，适用于要求强度极高的零件，如飞机起落架、固体火箭蒙皮、高速钢刀具、模具、冲头、陀螺转子、炮弹及穿甲弹、板簧等
6		高温形变等温淬火	将钢材加热至奥氏体区域然后急冷至最大转变孕育期（500～600℃之间）进行形变，然后进行等温淬火（主要在贝氏体区），可与温锻工艺结合	可得到比低温形变淬火略低的强度（高强度钢的抗拉强度可达 2300～2400MPa），但可得较高的塑性，适用于热作模具及用热作模具钢和其他高强度结构钢制造的小型零件
7		等温形变淬火	在通常等温淬火中于奥氏体发生分解的过程中进行形变。可与温锻工艺结合，于珠光体或贝氏体相变中进行	在提高强度的同时，可得到很高的冲击韧度。在珠光体转变中的等温形变淬火能使冲击韧度提高 10～30 倍，还能得到极细的球化组织。贝氏体转变中的等温形变淬火则能得到极高的强度和满意的塑性。适用于通常进行等温淬火的小型零件，如细小轴类，小齿轮、纺锭、垫圈、弹簧、链轮等

（续）

序号	类别	工艺名称	进行方式	效果及用途
8	形变在相变前进行的形变热处理方法	连续冷却形变处理	在奥氏体连续冷却转变中进行形变	可得到强度及塑性的良好配合。适用于通常进行等温淬火的小型零件，如细小轴类、小齿轮、纺锭、垫圈、弹簧、链轮等
9		诱发马氏体的室温（或零下）形变	通常称为零下轧制，对室温下稳定的奥氏体钢进行室温（或零下）轧制形变，然后时效	在保证塑性的条件下提高强度。适用于各种奥氏体不锈钢（主要是板材）的强化，如18-8型，过渡型（如PH15-7Mo）不锈钢，以及高速钢（TRIP钢）等
10		过饱和固溶体形变时效	在铝合金、奥氏体钢或双相耐热钢、镍基合金等固溶处理之后进行室温或较高温度下的形变，然后时效	能大大地改善合金基体组织及强化相弥散度，从而提高室温强度，改善高温持久强度及蠕变抗力。适用于绝大部分时效强化型铝合金，奥氏体钢及双相耐热钢、镍基高温合金等。主要应用于各种飞行器及发动机零件
11		珠光体温形变	将退火钢加热至700～750℃进行形变，然后慢速冷却至600℃左右出炉	为极有效地快速球化工艺，比普通球化退火快15～20倍，适用于轴承毛坯及其他球化退火组织要求较高的零件的球化处理或提高钢丝的强度及塑性
12		珠光体冷形变	对珠光体或铁素体-珠光体组织进行室温下的形变	通过将片状珠光体组织细化或发生曲折而获得强化，常用于钢丝生产，称为铅淬拔丝
13		马氏体（回火马氏体、贝氏体）形变时效	对马氏体（回火马氏体、贝氏体）进行室温形变，然后进行200℃左右的时效	可获得极高强度，例如可将普通1800MPa抗拉强度的钢提高到2500～2700MPa水平，适用于制造超高强度中、小零件，可使Q235钢等低碳钢淬成马氏体，然后室温形变，再进行回火，可使屈服点提高三成左右，同时冷脆温度下降

（续）

序号	类别	工艺名称	进行方式	效果及用途
14	派生的形变热处理方法	利用强化效果遗传性的形变热处理	用高温形变淬火（本表第 1 项）或低温形变淬火（本表第 5 项）使毛坯得到强化，然后进行中间软化回火以便进行切削加工，最后再进行二次淬火及低温回火，使原来形变淬火的强化效果得以再现	调节好形变淬火、中间软化回火及二次淬火加热工艺参数可使强化效果再现程度大为提高，适用于形状复杂、切削加工量大的高强度零件，能节省毛坯预备热处理工序及设备，并能有效提高强度及塑性
15		预先形变热处理	将钢材于室内进行形变强化，然后中间软化回火，以利切削加工，最后再进行快速加热（盐浴、感应加热等）淬火，以及低温回火	调节好形变淬火、中间软化回火及二次淬火加热工艺参数可使强化效果再现程度大为提高，适用于形状复杂、切削加工量大的高强度零件，能节省毛坯预备热处理工序及设备，并能有效提高强度及塑性
16		多边化强化	将钢材或合金于室温或较高温度下进行小量形变（0.5% ~ 10%），然后在低于再结晶温度下加热一段时间，使晶粒内部产生稳定的多边化亚组织。上述处理可进行一次或多次	主要提高钢材或合金在高温下的持久强度或蠕变抗力，适用于锅炉紧固件、汽轮机及燃气轮机零件的强化或延长寿命
17		表面形变时效	对钢件进行喷丸或滚压等表面形变之后，再进行时效处理	提高疲劳强度及耐磨性，极为有效，适用于弹簧、轴类零件
18		表面高温形变淬火	—	显著提高疲劳强度及耐磨性，适用于圆柱形或环形零件（如高速传动轴类、轴承套圈）等，在提高抗磨损零件（如履带板、机铲等）使用寿命方面也较有效

（续）

序号	类别	工艺名称		进行方式	效果及用途
19	派生的形变热处理方法	复合形变热处理		将高温形变淬火（表中第1项）与低温形变淬火（表中第5项）联合使用，或者将高温（或低温）形变淬火与马氏体（回火马氏体）形变时效联合使用	在提高强度、塑性、冲击韧度、疲劳抗力及耐磨性等综合强化方面，超过任何一种单一的形变热处理方法。适用于一般方法难以强化的钢件，如高锰钢（Mn13）、工具钢、冷作模具钢等
20		形变化学热处理	镦热渗碳淬火	将零件加热到奥氏体区域进行锻造（模锻）形变，随即放入渗碳炉中渗碳，然后直接淬火，此法亦可用于碳氮共渗	可以省略渗碳时零件所需电能，并能提高渗碳速度、表面层碳浓度及耐磨性，适用于中等模数渗碳齿轮，以及其他渗碳零件
			锻热淬火渗氮	在进行锻热淬火后，将高温回火过程与渗氮（或氮碳共渗）合并进行	在零件心部充分强化的基础上，使表面层渗氮（或氮碳共渗）过程加速，并进一步提高表面层耐磨性，适用于模具、刀具以及其他要求耐磨性较高的零件及工具
			低温形变淬火渗硫	按本表第5项进行低温形变淬火后，使低温回火过程与低温电解渗硫合并进行	在零件心部及表层充分强化的基础上，减小表面摩擦因数，适用于高强度摩擦偶件，如凿岩机活塞、牙轮钻等零件
21		化学形变热处理	渗碳表面形变时效	在渗氮（渗氮、碳氮共渗）零件上进行喷丸（或滚压），然后低温回火（时效）的表面形变时效处理	使零件表面层得到超高硬度及耐磨性。适用于耐磨性能及疲劳性能均要求极高的各种零件，如航空发动机齿轮、内燃机缸套等
			渗碳表面形变淬火	零件渗碳后用高频感应加热表面层并进行滚压，然后淬火，也可在渗碳后直接进行滚压淬火	零件表面层可获得极高的耐磨性，适用于齿轮及其他渗碳零件

形变热处理工艺不仅可用于碳素结构钢、合金结构钢，还可用于工具钢、不锈钢、耐热钢、高温合金，以及以铝、镁、钛、铜等为基的有色金属合金。这种工艺可以采用各种热变形、温变形、冷变形成形方法，如锻、轧、挤压、拉拔等整体压力加工，旋压、摆动辗压、强力喷丸等表面或局部形变。形变热处理主要用于形状简单、截面变化和加工余量不大的工件。

24.2　高温形变热处理

以下分别按高温形变淬火、锻热淬火、高温形变等温淬火和高温形变正火进行介绍。

24.2.1　高温形变淬火

高温形变淬火是将钢材或工件毛坯加热至稳定奥氏体区域，保温适当时间后，在再结晶温度以上进行形变并淬火的热处理工艺。这种方法能够提高钢的强度，改善塑性、韧性，减小回火脆性的敏感性，提高在低温环境下的脆断抗力。与普通热处理比较，某些钢材经高温形变淬火，能提高抗拉强度 10% ~30%，提高塑性 40% ~50%。一般非合金钢、低合金钢均可采用这种热处理。已在多种调质锻件上获得应用。

高温形变淬火工艺如图 24-1 所示。

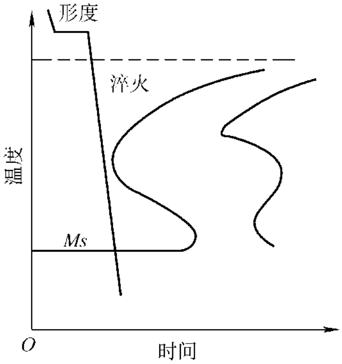


图 24-1　高温形变淬火工艺示意图

高温形变淬火工艺对钢材无特殊要求，在碳钢及低合金钢上均可实现。此外，由于形变温度较高，形变易于进行，所以在一般锻轧设备上都可进行形变，故得到了比低温形变淬火更广泛的应用。一些钢材经高温形变淬火后的力学性能见表 24-2。

表 24-2　高温形变淬火后钢材的强度与塑性

钢材	高温形变淬火规范			σ_b/MPa		σ_s/MPa		δ(%)	
	形变量(%)	形变温度/℃	回火温度/℃	高温形变淬火	普通热处理	高温形变淬火	普通热处理	高温形变淬火	普通热处理
50CrNi4A	90	900	100	2700	2400	1900	1750	9	6
50Si2W	50	900	250	2610	2230	2360	1980	6	4
55Si2MoV	50	900	250	2580	2300	2080	2080	6	5
75	35	1000	350	1750	1300	1500	800	6.5	4

（续）

钢材	高温形变淬火规范			σ_b/MPa		σ_s/MPa		δ(%)	
	形变量（%）	形变温度/℃	回火温度/℃	高温形变淬火	普通热处理	高温形变淬火	普通热处理	高温形变淬火	普通热处理
Mn13	45	1060	—	1155	1040	430	447	53.3	43.3
45CrMnSiMoV	50	900	315	2100	1875	—	—	8.5	7
20	20	—	200	1400	1000	1150	850	6	4.5
20Si2	40	—	200	1350	1000	1000	800	11	5
40	40	—	200	2100	1800	1800	1540	5	5
40Si2	40	—	200	2280	1970	1750	1400	8	3
60	20	—	200	2330	2060	2200	1508	3.5	2.5
Q235-A	30	940	—	690	—	635	350	—	—
45CrMnSiNiWTi	40	800 ~ 820	100	2410	2100	2160	2000	5	4
20CrMnSiWTi	50	800	—	1760	1520	1560	1340	7.8	8.3
45CrNi	50	950	250	1970	1740	—	—	8.2	4.5
18CrNiMo	60	900	100	1450	1150	—	—	—	—
40CrNiMo	40	845	95	2250	2230	1690	1470	10	9
55CrMnB	25	900	200	2400	1800	2100	—	4.5	1
40Cr2Ni4SiMo	60	—	—	2500	2000	1900	1350	13	8
47Cr8	75	—	200	2420	1650	2200	1520	8	3.5
55Si2	15 ~ 20	—	300	2220	1820	2010	1750	—	—
55CrMn	15 ~ 20	—	300	2040	1750	1760	1540	—	—
55Si2Mn	50	—	200	2700	2250	2350	1920	7	6
40CrSiNiWV	85	—	200	2370	2000	2150	1660	8.1	5.9
40Cr2NiSiMoV	95	—	200	2300	1910	2140	1590	9.1	6.4
40CrMnSiNiMoV	85	—	200	2200	1960	1750	1530	10.5	8.3
50Cr5NiSiMoV	85	—	250	2280	2110	1990	1840	9.0	7.1

从表24-2中的数据可知，经高温形变淬火后钢材的拉伸性能可达到：抗拉强度2058 ~2646MPa，屈服点1862 ~2254MPa，伸长率7% ~10%，断面收缩率25% ~40%。与普通热处理相比较，高温形变淬火可使钢材的拉伸性能提高10% ~30%，有时可达40%，塑性提高40% ~50%，高温形变淬火对钢材有良好的强韧化效果，可有效地提高工件在复杂应力下工作的可靠性。

高温形变淬火还能显著地提高钢的冲击韧度，在排除非马氏体组织的情况

下，高温形变淬火能够降低不可逆回火脆性，消除可逆回火脆性。

高温形变淬火对钢材的疲劳极限也有良好的作用。例如，经高温形变淬火及 300℃ 回火后，55Si2、50CrMnA 钢的疲劳极限分别为 617MPa 和 588MPa，而经普通热处理后的疲劳极限则分别为 519MPa 和 510MPa，即疲劳极限提高了 20% 左右。此外，高温形变淬火还可以提高钢材的热强性、断裂韧度及裂纹扩展功等。

工艺参数对高温形变淬火的强韧化效果有很大的影响。因此，选择合适的工艺参数就显得特别重要。高温形变淬火的工艺参数包括：形变温度、形变量、形变后淬火前的停留时间及形变淬火后的回火温度等。

（1）形变温度　形变温度越低，形变淬火后的强度越高，如图 24-2 所示。从提高钢材强度的角度出发，形变温度应尽可能低些，以防高温形变后淬火前（或高温形变过程中）奥氏体发生再结晶而影响高温形变淬火的强韧化效果。

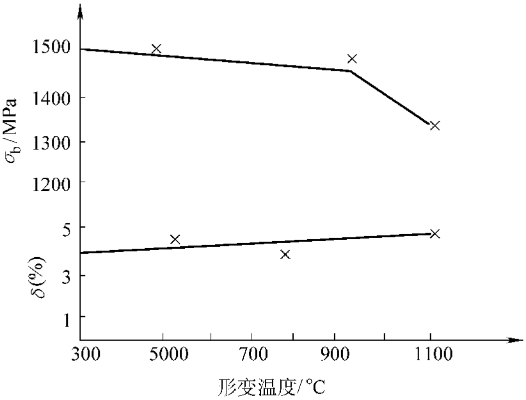


图 24-2　形变温度对 18CrNiW 钢形变淬火后拉伸性能的影响

（2）形变量　在高温形变淬火时，形变量与钢材强韧性效果之间的关系比较复杂，常因钢材的化学成分不同而分为两种类型：一种是随着高温形变淬火时形变量的增大，钢材的强度、塑性不断增加，这种类型的钢材如 45CrNiMnSiMoV、40Cr2Ni4SiMo 钢等；另一类是在高温形变淬火时，钢材的拉伸性能随着变形量的增大先增后减，图 24-3 中曲线表示了 55CrMnSi 钢拉伸性能与变形量之间的关系。高温形变淬火时，形变量为 25% ~40% 钢的强度及塑性最优，随着形变量继续增大，拉伸性能随之降低，即存在一最佳变形量。对于一般钢材，高温形变淬火时的最佳形变量为 25% ~40%，强韧化效果达到极值。上述现象是由于在高温形变淬火时，钢材的形变强化与形变过程中或变形后淬火前奥氏体的再结晶弱化综合作用的结果。

Cr、Mo、W、V、Mn、Ni 和 Si 等合金元素延缓奥氏体的再结晶过程，所以钢中如含有这类元素数量较多，即使高温形变量很大，再结晶也不易进行，因而强韧化效果随变形量的增大而增大。相反在其他成分的钢中，当形变量不大时，形变强化起主导作用，因此，随着形变量的增大，强化效果增大；超过最佳形变量后，随着形变量的增大，奥氏体的再结晶弱化起主导作用，强化效果随之降低。

（3）形变后淬火前的停留时间　高温形变淬火过程中，形变后淬火前的停留时间对钢的强化效果有影响，效果也因钢材成分不同而已。一般规律是：对碳钢及低合金钢要求形变后立即淬火；对中合金钢则允许有一段时间的停留；而对于高合金钢，为了得到最佳的力学性能，形变后必须有一较长时间的停留。

（4）回火温度　高温形变淬火后必须进行回火处理，回火工艺则因工件的用途不同而异。对高强度结构件可进行低温（100～200℃）回火，要求塑性高，在低温或高温工作的工件则应进行高温回火。应该指出，对相同类型的工件，经高温形变淬火后，可应用比普通淬火后低的回火温度，而不致发生脆性断裂。

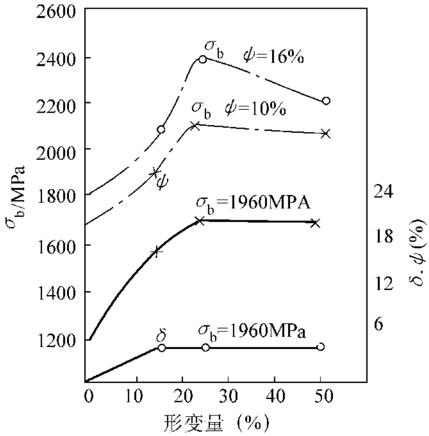


图 24-3　55CrMnB 钢高温形变淬火时，拉伸性能与变形量之间的关系

高温形变淬火工艺的应用实例见表 24-3。

表 24-3　高温形变淬火工艺的应用实例

钢材	工件名称（或钢材品种）	高温形变淬火规范			效　果
		形变温度/℃	形变量（%）	回火温度/℃	
10CrNiSiCu	厚 20mm 钢板	960～1060（终轧温度）	轧后于辊子淬火机上直接淬火	—	在冲击韧度和伸长率保持不变的情况下，提高强度 10%～20%
En8 $w(C)=0.4\%$	ϕ20.6mm 圆钢	800（终轧温度）	从 50mm 方坯经 12 道轧制到 ϕ20.6mm	550	在韧性与塑性有所改善的条件下，提高屈服点 225MPa
40	ϕ19mm 石油深井泵杆	900（终轧温度）	—	200～400	在韧性与塑性有所改善的条件下，提高强度 15%～30%，提高疲劳极限，降低缺口敏感性
38CrNiMo	ϕ133mm×9000mm 钻杆	760～800（终轧温度）	73.5	600	在韧性与塑性有所改善的条件下，提高强度 15%
75	钢轨	1000	35	350	在提高塑性的前提下，提高强度 50%左右

（续）

钢材	工件名称（或钢材品种）	高温形变淬火规范			效　果
		形变温度/℃	形变量（%）	回火温度/℃	
50Mn（或 50Cr）	重型载货汽车板簧	850～730	30	350～400	与 SAF5160 钢板弹簧比较，轻 25%，片数少 40%，寿命长 60%
60Si2Mn	板弹簧	920～930	18	410	提高疲劳强度，与普通热处理比较，重量轻 30% 左右
45	链轮	760～800（终锻温度）	35～75	—	强度提高 30%，耐磨性提高 26%～30%
GCr15	轴承	930～970	30	150	提高强度近 20%，接触疲劳寿命提高 23%
	冷轧辊	900	10	140	提高轧辊寿命 3～5 倍

24.2.2　锻热淬火工艺

1. 锻热淬火

锻热淬火是工件或毛坯经高温锻造后立即淬火的复合热处理工艺，它实际上是形变温度（一般在 1050～1250℃）较高的高温形变淬火处理。

锻热淬火可简化工件生产过程中的热加工工艺，节约燃料，并能提高钢的强韧性等优点。与普通热处理相比较，钢经锻热淬火后可使各项力学性能分别提高：硬度 10%、抗拉强度 3%～10%、伸长率 10%～40%、冲击韧度 20%～30%。此外，经锻热淬火后，钢材具有很高的耐回火性，强化效果可保持在 600℃以上。

锻热淬火工艺参数对强化效果有很大影响，其中尤以锻造温度和锻造后淬火前的停留时间影响最大。

从获得最佳强韧化效果出发，希望锻造温度不宜过高，以避免工艺过程中奥氏体连续动态再结晶的发生。锻造后淬火前的停留时间，是现场作业的重要经验数值，随着停留时间的延长，钢的硬度、强度和冲击韧度同时降低；锻造温度越高，这种下降趋势越明显。因此，锻后应立即淬火。对碳钢可有 3～5s 的停留，合金钢停留时间可较此稍长。

锻热淬火具有强化钢材，简化工艺，节约能源等优点，所以在生产中得到了广泛应用。例如，某厂生产的 135 柴油机连杆，使用 40Cr 钢制造，原生产时的热加工工艺流程为：下料→热模锻→预备热处理→淬火→回火等。现改为锻热淬火，其工艺为 1150～1180℃奥氏体化，均热后模锻，形变时间为 13～17s，

形变量约为40%，紧接着在2150kN曲柄压力机上切边、校直后立即淬火（此时工件温度为900～1000℃），最后再进行650℃回火。采用锻热淬火工艺后将热加工工艺过程简化为：下料→热模锻并锻热淬火→回火，即省去了预备热处理及再加热淬火工序。

锻热淬火节约了能源、工时，并减少了多次加热时的氧化、脱碳等弊病。如锻热淬火所加工的连杆经179kW、2200r/min的1800h运转试验，产品质量稳定。

2. 锻热预冷淬火

对某些钢材，形变后实行预冷淬火，可提高铸件的淬透性及强韧性。如45Mn2钢制钢球（ϕ70mm、ϕ80mm、ϕ90mm、ϕ100mm）进行锻热预冷淬火，始锻温度1200℃，终锻温度1000～1050℃，锻后预冷不同时间后水淬，然后沿钢球中心切开，测量沿径向的硬度分布，结果见表24-4。

表24-4 预冷淬火对钢球径向硬度的影响

测试项目	钢球直径/mm							
	70		80		90		100	
	预冷时间/s							
	0	40	0	60	0	80	0	100
表面硬度HRC	57	58	57	57	59	59	57	57
>50HRC的淬硬层深度/mm	27	35	24	40	14	19	12	20
半马氏体层深/mm	35	35	40	40	20	28	15	27
中心硬度HRC	48	51	47	50	42	42	39	44

由表24-4中数据可见，预冷淬火明显增大了硬度高于50HRC淬硬层的深度；同时也增大了ϕ90mm、ϕ100mm钢球的半马氏体组织区域的深度。

此外，在相同使用条件下考核使用寿命：锻后预冷淬火的钢球的使用寿命是锻后直接淬火钢球的2倍。

3. 螺纹钢筋轧后余热处理

螺纹钢筋热轧后利用余热进行浅冷淬火、自回火处理，可在表面得到回火索氏体组织，心部也因浅冷淬火时冷速较快，组织中铁素体较少，珠光体较多（伪共析），从而使钢筋的强韧性大幅度增长。

例如，20MnSi螺纹钢筋，热轧状态下供货，性能符合GB/T1499—2002规定的$\sigma_s \geqslant 335$MPa、$\sigma_b \geqslant 510$MPa、$\delta_5 \geqslant 16\%$要求。

对20MnSi螺纹钢筋进行如下规程的轧后浅冷淬火、自回火处理，可使其强韧性大为提高：

1）热轧变形量：热轧变形量93%（截面60mm×60mm的方坯，轧制成ϕ18mm的螺纹钢筋）。

2）终轧温度：900～950℃。

3）浅冷淬火：螺纹钢筋通过盛有水压力为0.08～0.15MPa的水管，浅冷淬

火 1~1.26s 出水，淬火层深度为 1.2~1.4mm。

4）自回火：自回火温度 550~600℃。

经轧后热处理，螺纹钢筋的强韧性大大高于 GB/T1499—2002 所规定的数值，扩大了 20MnSi 钢制螺纹钢筋的应用范围。

24.2.3　高温形变等温淬火

将高温加热和产生形变之后的钢件，置于热浴中保持足够时间，使之发生等温转变。在珠光体温度区域等温转变后可以获得细密的片层状珠光体组织，从而提高钢的强度和韧性。在贝氏体区域进行等温转变则可使强度提高更多。这种工艺可用于钢丝、螺钉等金属制品和零件。

高温形变等温淬火是钢材或工件毛坯经锻（或轧）后利用余热直接、快速地冷却至钢材珠光体转变或贝氏体转变区间，进行等温转变的形变热处理工艺。经高温形变等温淬火后钢材可以获得高强度与高塑性的良好组合。适用于缆绳用的中碳［w（C）≈0.4%］和高碳［w（C）≈0.8%］钢丝及小型零件（如螺钉等）的生产。贝氏体区域的高温形变等温淬火可使钢材的强度及塑性提高更多。例如，共析钢在 950℃轧制形变 25%后，于 300℃等温保持 40min，可使其抗拉强度比普通热处理后提高 294MPa，屈服点提高 531MPa。如将等温转变温度提高到 400℃，如其强度指标与普通淬火及回火后相同时，则伸长率与断面收缩率分别由 7%和 24.7%相应地提高到 16%和 46%。

24.2.4　高温形变正火

使高温形变后的钢料在吹风、喷水或喷雾的情况下冷却，以获得较细铁素体加珠光体组织，从而在提高材料强度的同时降低脆性转变温度。这种工艺主要用于低碳低合金高强度钢。控制轧制就是采取这种方式。

高温形变正火是钢材或工件毛坯在锻造（或轧）时，适当降低终锻（轧）温度（常在 Ac_3 附近，甚至在 Ac_1 以下，以避免再结晶过程的严重发展），之后空冷的复合热加工工艺。进行高温形变正火的主要目的，不在于提高钢的强度，而在于提高材料的冲击韧度、抗磨损能力及疲劳抗力等，同时降低钢的脆性转变温度。这种工艺适合于用微量元素（V、Nb、Ti 等）强化的建筑用钢材，以改善其塑性。共析碳钢普通正火及高温形变正火后的力学性能见表 24-5。

表 24-5　共析钢普通正火及高温形变正火后的力学性能

热处理规程	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	ψ（%）
860℃普通正火，冷速 85℃/s	843	1215	38
860℃形变 15%正火，冷速同上	911	1274	48
950℃形变 6%~8%正火，冷速同上	1000	1392	42

此外，高温形变正火还可消除某些钢材粗大晶粒非平衡组织遗传性。例如，20CrMnTi 钢锻件（80mm×40mm×80mm），其粗大晶粒的非平衡组织在渗碳淬火加热时会发生组织遗传，重新获得粗大晶粒。原始组织粗大的平衡组织，在渗碳淬火加热条件下，不发生组织遗传，而获得细小晶粒组织。利用锻造余热控制冷却速度进行冷却正火，见图 24-4，其方式是在缓冷箱中冷却，可得到平衡组织并能改善钢件的可加工性，节约能源。在随后渗碳、再加热淬火或直接淬火后都可获得细小晶粒，保证产品质量。

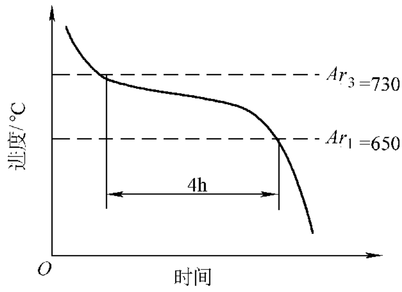


图 24-4　20CrMnTi 钢锻造余热正火冷却曲线

24.3　亚温形变淬火

亚温形变淬火是对亚共析钢在 Ac_3 及 Ac_1 温度区间进行形变并淬火的复合热处理工艺，工艺曲线如图 24-5 所示。图 24-5a 所示工艺为首先将钢材加热至 Ac_3 之上获得全部奥氏体，然后冷却至 Ac_3 ~ Ac_1 亚温区，保持适当的时间随之形变并进行淬火。就钢材或工件的温度来说，是“从上”进入亚温区的，形变前铁素体沿奥氏体晶界析出，或在奥氏体内成堆析出，组织比较粗大。图 24-5b 所示工艺为钢材首先经过完全淬火，再加热至亚温区进行形变和淬火。就温度来说是“从下”进入亚温区，而且形变前的奥氏体及铁素体组织是由马氏体转变得到的，因此，组织细小而均匀，形变后将得到更加良好的强韧化。所以亚温形变淬火时以采用图 24-5b 所示的工艺为宜。

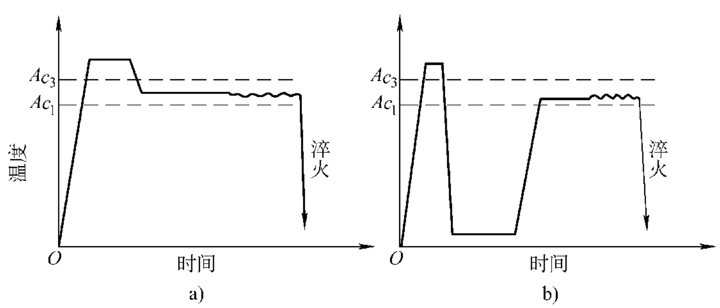


图 24-5　亚温形变淬火工艺示意图

亚共析钢亚温形变淬火后，铁素体与马氏体均沿形变方向拉长，好像在软而韧的铁素体中嵌入了许多强度极高的“马氏体”纤维，获得类似于纤维增强

复合材料的组织。形变温度越低，铁素体数量越多，马氏体数量越少，而马氏体中碳的含量越高，材料接近于纤维增强复合材料的性能。

经亚温形变淬火后可大大地改善合金结构钢的冷脆性能，降低冷脆转变温度。适用于在严寒地区工作的结构钢件及冷冻设备构件的加工处理。

过共析钢件经亚温形变淬火后可得到更细的球化组织。例如，GCr15 钢经 900℃加热，预冷到 780℃，在 780～720℃温度区间进行亚温形变（形变量大于 60%）淬火，720℃球化退火及最终淬火、回火处理，可得到细小板条状马氏体和颗粒状碳化物组织，钢的强韧性显著升高，如图 24-6 所示。

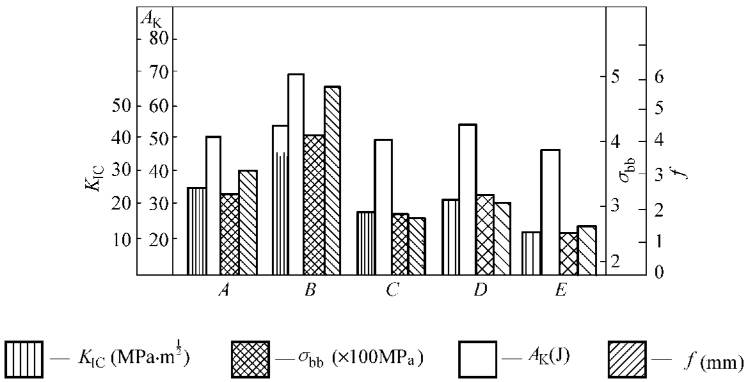


图 24-6　GCr15 钢亚温形变、热处理后的力学性能

A—水压机亚温形变空冷　*B*—水压机亚温形变油冷

C—锻造亚温形变空冷　*D*—锻造亚温形变油冷　*E*—常规热处理

24.4　低温形变热处理

低温形变热处理可分为低温形变淬火、低温形变等温淬火等。

1. 低温形变淬火

将钢料加热到正常的奥氏体化温度，然后在 500～600℃区间停留，待内外温度均匀后立即进行形变量为 60%～90%的形变，随之淬冷，得到马氏体组织。这种方法适用于合金元素含量较高、过冷奥氏体孕育期较长的钢种，如热作模具钢等，可以在几乎不损失塑性的条件下得到很高的抗拉强度。

不同钢材经低温形变淬火后的性能见表 24-6。由表 24-6 中数值可知，低温形变淬火能使钢材在塑性（韧）几乎不降低的情况下，大幅度地提高抗拉强度及屈服强度，还可以提高钢材的疲劳极限，并显著降低延迟断裂倾向性。

低温形变淬火时的工艺参数对钢材强化效果有很大影响。因此，在实施低温形变淬火时必须慎重选择工艺参数。这些参数包括：奥氏体化温度、形变量、形变前后的停留时间及形变后的再加热温度、形变方式和形变速度等，其中形

变温度和形变量是影响钢材力学性能的重要参数。

表 24-6　低温形变淬火、回火后钢的力学性能

钢种（或钢的成分）	σ_b/MPa		$\sigma_{0.2}$/MPa		δ(%)		低温形变淬火工艺		
	低温形变淬火	普通热处理	低温形变淬火	普通热处理	低温形变淬火	普通热处理	形变量（%）	形变温度/℃	回火温度/℃
55Cr5Mo3W2V	3136	2156	2842	1911	8	8	91	590	570
w(C)0.48% －w(Cr)3% －w(Ni)1.6% －w(Si)15%	3038	2352	2068	1519	9	5	90	540	100
5CrNiMo	3038	2058	2254	1617	6	10	71	590	—
w(C)0.41% －w(Cr)2% －w(Ni)1% －w(Si)15%	2695	—	2695	1764	—	—	93	540	370
38Cr5SiMoV	2646	1950	2401	1519	9	10	91	500	540
38Cr5SiMoV	2646	1950	2068	1568	9	4.5	50	480	—
w(C)0.4% －w(Ni)5% －w(Cr)1.5% －w(Si)1.5%	646	2156	1911	1715	7.5	1	75	540	—
w(C)0.31% －w(Cr)2% －w(Ni)1% －w(Si)1.5%	2548	—	2548	1568	—	—	93	540	370
1Cr12	666	—	1372	13	—	57	430	—	
w(Cr)12% －w(Ni)85% －w(C)0.3%	—	—	1764	412	—	—	90	310	—
w(Ni)24% －w(C)0.38%	—	—	1715	1323	—	—	79	100	150
30CrNi4	—	—	2744	2911	12	2	85	—	—
40CrSiNiWV	2706	1960	2215	1627	8.5	5.5	85	—	—
40CrMnSiNiMoV	2744	2068	2205	1803	7.1	8.5	85	—	—
27CrNi4Mo	1784	1490	1313	1049	16	18	46	450	250

由于低温形变淬火对钢材的良好强化效果，这种工艺逐渐在生产中得到了应用。经低温形变淬火及普通热处理后几种冲头使用寿命的比较见表 24-7，低温形变淬火应用举例见表 24-8。

钢经低温形变淬火后力学性能的最基本特征是：强度性能增高，塑性及韧性几乎不降低或降低数值不大，高的耐回火性等。这些性能上的特点与低温形变淬火能使钢材的马氏体组织细化、缺陷密度增加以及亚稳定性等有关。低温形变淬火在钢中所造成的很高密度的缺陷、碳化物弥散分布的细小亚晶块结构

是使钢材强韧化的主要原因。

表 24-7　经低温形变淬火及普通热处理后几种冲头使用寿命的比较

冲头名称	钢材	热处理规范	平均寿命
铆钉微镦粗冲头	55Si2MoV	普通热处理（61HRC）	42h
	4Cr5SiMoV	低温形变淬火（62HRC）	64h
	55Cr5Mo3W2V	低温形变淬火（66HRC）	72h
铆钉冲头	W18Cr4V1Co10	普通热处理（63HRC）	2 万件
	4Cr5MoSiV	低温形变淬火（62HRC）	6 万件
ϕ8 六角螺钉头部成形冲头	W18Cr4V1Co10	普通热处理（63HRC）	3 万件
	4Cr5MoSiV	低温形变淬火（62HRC）	7 万件
ϕ12 六角螺钉头部成形冲头	W18Cr4V1Co10	普通热处理（63HRC）	5 万件
	55Cr5Mo3W2V	低温形变淬火（66HRC）	16 万件
穿孔挤压冲头	W6Mo5Cr4V2	普通热处理（60～63HRC）	7.7 万件
	4Cr5MoSiV	低温形变淬火（62HRC）	12 万件
ϕ25 热穿孔冲头	35Cr5MoWV	普通热处理（52～54HRC）	1.4 万件
	35Cr5MoWV	低温形变淬火（55～59HRC）	2.5 万件
硅钢片冲模	W18Cr4V	普通热处理	3.5～4 万件
	W18Cr4V	低温形变淬火	7～8 万件

注：1. 普通热处理系指淬火及回火处理。
2. 低温形变淬火系指低温形变淬火及回火处理。

表 24-8　低温形变淬火应用举例

钢　材	工件名称	低温形变淬火规程			效　果
		形变温度/℃	形变量（%）	回火温度/℃	
50CrMnSi	ϕ5 弹簧钢丝	500	50.5	400	提高 σ_b392～490MPa
					提高 σ_{-1}59～69MPa
M50［w（C）0.8%，w（Cr）4%，w（Mo）4%，w（V）1%］	轴承	—	—	—	提高疲劳寿命指数 3.3～8 倍
50CrNiMo	板簧	—	—	—	重量减轻 30%
60CrMn	扭力杆	500	85	510 二次	扭转疲劳极限从 1029MPa 提高到 1274～1764MPa
W18Cr4V	车刀	450	10	560 三次	提高寿命 1 倍

2. 低温形变等温淬火

可用于含合金元素略低的钢种。首先将钢料加热至奥氏体化温度，然后在

下贝氏体区域进行形变，随之等温转变，得到贝氏体组织。采用低温形变等温淬火后，工件可以得到中等强度和较好的韧性。

低温形变热处理的强韧化机制如下：

1）由于奥氏体是过冷到500～600℃前后变形，且变形量较大，所以奥氏体受到严重扭曲，并产生了大量亚晶、次亚晶和数量很大的位错，使钢材强度大幅度提高。

2）在变形的同时析出很多超微细的碳（氮）化物，这些碳（氮）化物以高度弥散状态沉淀在位错周围，阻止位错运动，对位错起到钉扎作用，从而大大地提高了钢材的强度。

3）形变奥氏体淬火时转变成极细小的马氏体，变形时产生的大量位错、晶内缺陷在马氏体转变时不但被保留下来，而且有了新的增殖，可使位错密度达到$1\times10^{12}/cm^2$级。在马氏体晶内也存在有大量的双晶、亚晶、次亚晶等精细结构，使镶嵌块之间的夹角显著增大，加上位错和微细碳（氮）化物的交互作用，造成了位错运动的极大障碍，从而大幅度地提高钢的强度和韧性。

与高温形变热处理相比较，低温形变热处理具有如下优点：

1）能极大地提高钢的强度极限、屈服极限和疲劳极限。

2）由于在奥氏体再结晶温度以下变形，所以不存在因变形后奥氏体再结晶长大而降低强韧化效果的危险。

3）一般要求较大的变形量，这为应用多种形式变形创造了条件，同时在较低的应变速率下也可以获得最佳强韧化组织。

由于低温形变热处理要求有较大的变形量，所以，需要功率大的变形设备，因此在一些大型、形状复杂的产品生产上较难实施。主要用于一些形状简单的超高强度钢板、棒材、线材生产（如低温轧制）及其他一些可用轧制、旋压、冲压、拉拔、锻造等最终成形的产品。由于低温形变热处理后的钢材，在较高的温度下仍能保持较高的硬度、高韧性和高强度，所以低温形变热处理还用于各种工具（如高速钢的低温超塑性轧制及形变退火工艺）和兵器（如导弹及火箭的外壳）生产。低温形变等温淬火虽然得到的强度略低于低温形变淬火，但可以得到较高的塑性，适用于热作模具钢和其他高强度结构钢制造的小型零件。

第 25 章　真空热处理

真空热处理将金属工件在 0.1MPa 以下（即负压下）加热的金属热处理工艺。20 世纪 20 年代末，出现了真空热处理工艺，当时还仅用于退火和脱气。由于设备的限制，这种工艺较长时间未能获得大的进展。20 世纪 60～70 年代，陆续研制成功气冷式真空热处理炉、冷壁真空油淬炉和真空加热高压气淬炉等，使真空热处理工艺得到了新的发展。在真空中进行渗碳，在真空中等离子场的作用下进行渗碳、渗氮或渗其他元素的技术进展，又使真空热处理进一步扩大了应用范围。

25.1　真空热处理的特点

金属零件在真空中的热处理能防止氧化脱碳并具有脱气效应，但金属元素可能蒸发。

（1）防止氧化脱碳　真空热处理炉的加热室在工作时处于接近真空状态，仅存在微量一氧化碳和氢气等，它们对于加热的金属是还原性的，不发生氧化脱碳反应；同时还能使已形成的氧化膜还原，因此加热后的金属工件表面可以保持原来的金属光泽和良好的表面性能。

（2）脱气效应　金属零件在真空环境中加热时，金属中的有害气体，例如钛合金中的氢和氧，会在高温下逸出，有利于提高金属的力学性能。

（3）金属元素蒸发　各种元素都有自身的蒸气压，如果环境中的压力低于某种元素的蒸气压，这种元素就会蒸发。在真空热处理时，应根据钢中所含合金元素的蒸气压来选择加热时的真空度或温度，以避免合金元素蒸发。

（4）工艺　真空热处理可用于退火、脱气、固溶热处理、淬火、回火和沉淀硬化等工艺。在通入适当介质后，也可用于化学热处理。

真空中进行的退火、脱气、固溶处理主要用于纯净程度或表面质量要求高的工件，如难熔金属的软化和去应力、不锈钢和镍基合金的固溶处理、钛和钛合金的脱气处理、软磁合金改善磁导率和矫顽力的退火，以及要求光亮的碳钢、低合金钢和铜等的光亮退火。真空中的淬火有气淬和液淬两种。气淬即将工件在真空加热后向冷却室中充以高纯度中性气体（如氮）进行冷却，适用于气淬的有高速钢和高碳高铬钢等马氏体临界冷却速度较低的材料；液淬是将工件在加热室中加热后，移至冷却室中充入高纯氮气并立即送入淬火油槽，快速冷却。

如果需要高的表面质量，工件真空淬火和固溶热处理后的回火和沉淀硬化，仍应在真空炉中进行。

真空渗碳是将工件装入真空炉中，抽真空并加热，使炉内净化，达到渗碳温度后通入碳氢化合物（如丙烷）进行渗碳，经过一定时间后切断渗碳剂供给，再抽真空进行扩散。这种方法可实现高温渗碳（1040℃），缩短渗碳时间，渗层中不出现内氧化，也不存在渗碳层表面的碳含量低于次层的问题，并可通过脉冲方式真空渗碳，使不通孔和小孔获得均匀渗碳层。

零件经真空热处理后，畸变小，质量高，且工艺本身操作灵活，无公害。因此真空热处理不仅是某些特殊合金热处理的必要手段，而且在一般工程用钢的热处理中也获得应用，特别是工具、模具和精密零件等，经真空热处理后使用寿命较一般热处理有较大的提高。例如某些模具经真空热处理后，其寿命比原来盐浴处理的高 40% ~200%，而有许多工具的寿命可提高 3 ~4 倍。此外，真空加热炉可在较高温度下工作，且工件可以保持洁净的表面，因而能加速化学热处理的吸附和反应过程。因此，某些化学热处理如渗碳、渗氮、渗铬、渗硼，以及多元共渗都能得到更快、更好的效果。

25.2 真空热处理炉的特点

真空热处理炉有如下特点：

（1）严格的真空密封　金属零件进行真空热处理均在密闭的真空炉内进行，因此，获得和维持炉子原定的漏气率，保证真空炉的工作真空度，对确保零件真空热处理的质量非常重要。所以真空热处理炉的一个关键问题，就是要有可靠的真空密封结构。为了保证真空炉的真空性能，在真空热处理炉结构设计中必须遵循一个基本原则，就是炉体必须采用气密焊接，同时在炉体上尽量少开或者不开孔，少采用或者避免采用动密封结构，以尽量减少真空泄漏的可能性。安装在真空炉体上的部件、附件，例如水冷电极、热电偶导出装置等也都必须设计密封结构。

（2）大部分加热与隔热材料只能在真空状态下使用　真空热处理炉的加热与隔热衬料是在真空与高温下工作的，因而对这些材料提出了耐高温，蒸气压低，辐射效果好，热导率小等要求，对抗氧化性能要求高。所以，真空热处理炉广泛采用了钽、钨、钼和石墨等加热与隔热材料。这些材料在大气状态下极易氧化，因此，常规热处理炉不能采用这些加热与隔热材料。

（3）水冷装置　真空热处理炉的炉壳、炉盖、电热元件、中间真空隔热门等部件，均在真空、受热状态下工作。在这种极为不利的条件下工作，必须保证各部件的结构不变形、不损坏，真空密封圈不过热、不烧毁。因此，各部件

应该根据不同的情况设置水冷装置，以保证真空热处理炉能够正常运行并有足够的使用寿命。

（4）采用低电压大电流　在真空容器内，当真空度在 $1.33\times10^{-4}\sim1.33\times10^{-5}$MPa 的范围内时，真空容器内的通电导体在较高的电压下，会产生辉光放电现象。在真空热处理炉内，严重的会产生弧光放电，烧毁电热元件、隔热层等，造成重大事故和损失。因此，真空热处理炉电热元件的工作电压，一般都不超过 80～100V。同时在电热元件结构设计时要采取有效措施，如尽量避免有尖锐的部件，电极间的间距不能太窄小，以防止辉光放电或者弧光放电的发生。

（5）自动化程度高　真空热处理炉的自动化程度之所以较高，是因为金属工件的加热、冷却等操作，需要十几个甚至几十个动作来完成。这些动作都在真空热处理炉内进行，操作人员无法接近。同时，有些动作如加热保温结束后，金属工件进行淬火工序须六个动作并且要在时间 15s 内完成。在这样短的时间内完成许多动作，是很容易造成操作人员紧张而造成误操作。因此，只有较高的自动化才能准确、及时地按程序完成各种动作。

25.3　真空热处理工艺

25.3.1　真空退火

真空退火主要用于化学性质活泼，在高温极易氧化吸气的难熔金属钨、钼、铌、钽、钒、锆及其合金的退火；钛及钛合金的退火；电工钢，硅钢片，铁-镍系、铁-铝系等软磁合金的退火；铜及铜合金带材、丝材的光亮退火；镍-铬丝、高纯镍丝、镍-银丝以及精密合金的退火；精密铸造和精密锻造件的退火；表面要求高的薄板冲压件、拉深件的消除加工硬化和去应力退火。

工件经过真空退火后的表面光亮度与退火温度和采用的真空度有关。实践证明：在真空度一定的条件下，随着退火温度的提高，工件表面的光亮度也随之提高。因此，在各种金属材料进行真空退火时，为了获得比较理想的表面光亮度，通常在退火温度较低时，采用较高的真空度；退火温度较高时，则采用稍低的真空度。

25.3.2　真空淬火

真空淬火操作过程如图 25-1 所示，图中实线为温度变化线，虚线为真空度变化线。从图中可以看出，工件装入炉内后，首先进行排气，当真空度达到 $1.33\times10^{-6}\sim1.33\times10^{-10}$MPa 时开始加热，在加热过程中通常要进行预热，以

使工件的温度和炉温相同，并使工件本身受热均匀。当保温结束后炉内回充惰性气体，大体升压至 8×10^{-2}MPa，工件淬油，或利用风扇使冷却气体循环进行气淬。真空油淬的目的是：获得光亮洁净的表面，增加钢的硬度和耐磨性，先淬火然后配合回火，可以获得钢的强度、韧性、塑性相配合的综合力学性能。

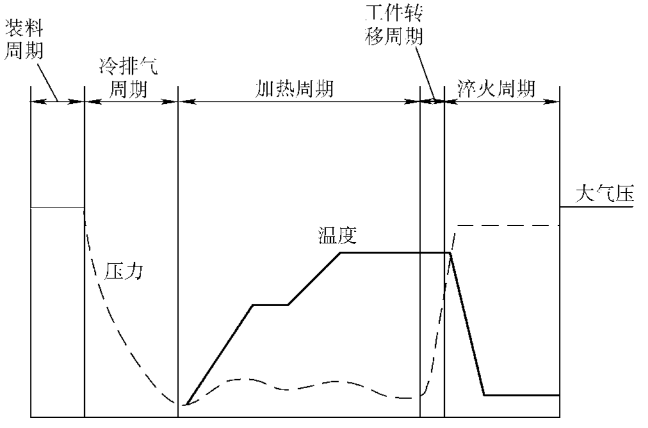


图 25-1　真空淬火循环

目前，在真空热处理炉内进行淬火操作的快速冷却方法有惰性气体冷却、油淬、水淬和硝盐等温淬火。在这些冷却方法中，一般多采用气体淬火和油淬。

1. 真空淬火加热时间的确定

真空热处理炉升温快，而工件升温速度慢。在实际生产中，影响加热速度的因素往往变化很大，准确的计算出炉时间较难。下面是几种常用的计算真空热处理加热时间的经验公式。

（1）普通碳钢及合金结构钢加热时间　不经预热直接随炉升温的加热时间，是指炉子到温后开始计算的加热时间，可按下式计算：

$$t=10+(1\sim1.5)D$$

式中　t——加热时间(min)；

D——工件的有效厚度(mm)。

对于必须预热的工件，预热和加热时间按下式计算：

$$t_1=30+(1.5\sim2)D$$

$$t_2=10+(0.5\sim1)D$$

式中　t_1——预热时间（min）；

t_2——加热时间（min）。

（2）高合金钢及高速钢加热时间的计算

$$t_1=30+(1.5\sim2)D$$

$$t_2=20+(1\sim1.5)D$$

$$t_3 = 20 + (0.25 \sim 0.5)D$$

式中　t_1——第一次预热时间（min）；

t_2——第二次预热时间（min）；

t_3——最终加热时间（min）。

（3）在双室或连续式真空热处理炉中，工件加热时间的计算

$$t = (1.2 \sim 1.5)D$$

式中　t——工件高温入炉的加热时间（min）。

以上各公式中括号内的系数也就是加热系数，计算出的加热时间是对真空淬火而言，真空退火的加热时间要适当延长。

2. 真空淬火方法

（1）真空气体淬火　真空气淬时，工件的冷却是在气体中进行的。真空气淬与真空油淬相比，气淬设备与操作简单，工件淬火后不用清洗脱脂，表面光亮度好，热处理变形小，生产成本低。但是气淬时的冷却速度较低，只能用于气淬钢，尺寸较小的高速钢、模具钢的淬火。

高压气淬是一种正压气淬。在真空气淬时，回充气体压力一向是在略低于大气压的减压状态即 $6.0\times10^{-2}\sim9.3\times10^{-2}$ MPa；而在正压气淬时，气体压力提高到表压 0.07 ~ 0.4MPa。正压气淬提高了冷却速度，扩大了气淬工艺的应用范围，使得原来只能用油淬的部分钢种可用正压气淬代替。图 25-2 是高速钢正压气淬典型工艺。

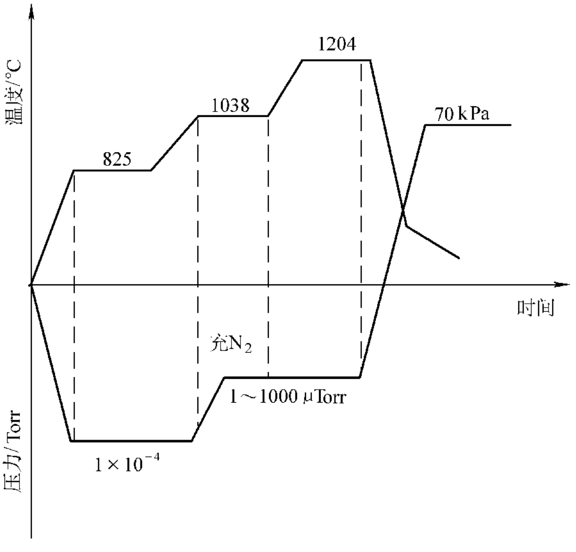


图 25-2　高速钢正压气淬典型工艺

注：1Torr = 133.322Pa

从图中看到，当温度达到 1038℃时，由于高速钢中铬元素挥发，所以充入少量的氮气来调整炉内真空度，经 1204℃保温后，充入 70kPa 的压力对高速钢进行正压气淬。表 25-1 是各种钢材正压气淬的效果，表中 SKD1 通常是油淬钢，采用真空气淬硬度达不到要求，采用正压气淬就能获得技术要求的硬度。

为了提高真空气淬的冷却速度，主要应从气体种类、气体流量、气体压力和装炉量四个方面进行考虑。

表 25-1　各种钢材正压气淬的效果

钢号	尺寸/mm	处理量/kg	处理制度	淬火硬度 HRC	
				负压	正压
SKH-9	$\phi20\times50$	90	900℃ ×60min，1220℃ ×10min	63.9 ±0.6	65.0 ±0.3
	$\phi50\times100$	90	900℃ ×60min，1220℃ ×10min	62.7 ±0.3	63.5 ±0.6
SKD-1	$\phi50\times100$	120	800℃ ×50min，980℃ ×60min	51.7 ±28.2	63.1 ±0.1
SKD-11	$\phi50\times100$	120	800℃ ×40min，1030℃ ×60min	—	53.5 ±0.1
	$\phi80\times150$	120	830℃ ×20min，1030℃ ×90min	63.3	63.5 ±0.3
SKD-61	$\phi64\times\phi20\times65$	120	800℃ ×20min，1030℃ ×40min	—	56.1 ±0.3
	$\phi80\times150$	120	830℃ ×20min，1030℃ ×90min	52.7 ±1.3	53.5 ±0.6

图 25-3 所示是用 $3.8cm^2$ 的钢试样在 9.0×10^{-2}MPa 压力下，在各种不同冷却气体中进行强制循环冷却时间的比较。从图中可以看到，如果把氢的冷却时间定为 1，则氦为 1.2，氩为 1.75。

氢的冷却速度最快，但是在 1058℃以上，钢在氢中容易脱碳，同时从安全的角度来看，氢有爆炸危险，一般不采用氢。氦的价格太贵，氩冷却速度最差且价格很贵，而氮气虽然冷却速度稍低，但亦能满足冷却速度的要求，价廉、安全，从而得到广泛的应用。当然，钛合金与氮接触存在被氮化的危险，所以，一般采用氩气作为冷却介质。

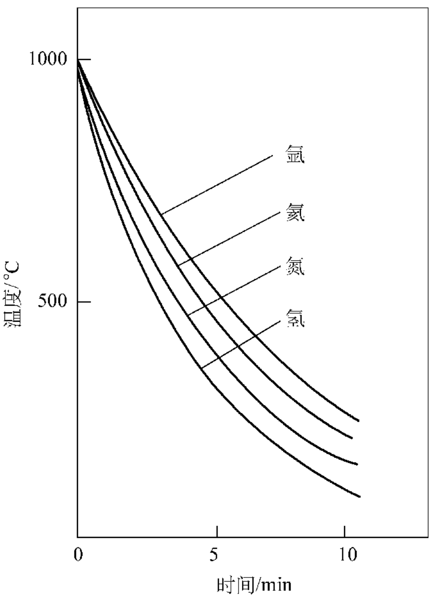


图 25-3　钢在不同气体中的冷却时间

降低冷却气体的温度也可以提高冷却速度。目前大多数气冷真空热处理炉都在冷却气体通道上，装设冷却器来降低其温度。

为了保证工件表面不氧化，具有高的光亮度，对冷却气体的纯度标准有一定的

要求。表 25-2 是氮气的纯度标准。

表 25-2　氮气纯度标准

处理材料	氮气纯度（%）	处理材料	氮气纯度（%）
轴承钢、高速钢	99.995～99.998	高温活性金属	99.9999
高耐热合金	99.999	半导体材料	99.99999

图 25-4 所示为 258kg 钢材在不同气体流量下的冷却速度曲线。当气体流量从 $11m^3/min$ 增加 $45m^3/min$ 时，温度从 1100℃冷却到 300℃的时间约减少 50%。可是，由于风量同风速成正比，压力损失同风速的二次方成正比。所以，增加气体的循环量需要风量增加率的三次方的动力。这说明，虽然风量增加对冷却效果有好处，但是风量的增加也是有限度的。

当充入的气体种类一定时，冷却时间与通入气体的压力的 0.5^2 成反比。因此，压力继续提高，冷却时间的缩短也是有限的，而且消耗的气体量也越多，这是不经济的。所以，真空气淬时冷却气体压力通常在 6.0×10^{-2}～9.3×10^{-2}MPa 之间，正压气淬时一般采用 0.07～0.1MPa 表压。

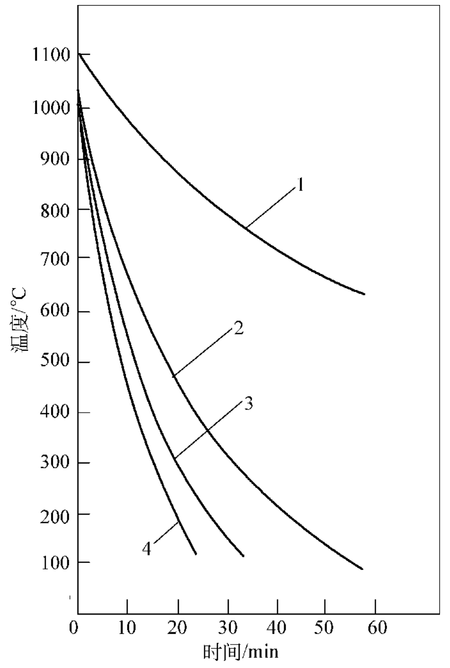


图 25-4　气体流量对冷却速度的影响
1—静止状态　2—$11m^3/min$
3—$23m^3/min$　4—$45m^3/min$

图 25-5 所示为各种不同装炉量对冷却速度的影响曲线。可以看到，随着装炉量从 10kg 增加到 30kg，其冷却速度减慢。曲线 4 是在单室气冷真空炉内冷却试验的结果，尽管装炉量为 5kg，但是其冷却速度仍然不及双室气冷真空炉装炉量为 20kg 的冷却速度。

（2）真空油淬火　普通热处理用淬火油蒸气压较高，在真空条件下要挥发，甚至处于沸腾状态，使油的物理特性改变，冷却能力降低，达不到真空淬火的目的。

作为真空淬火用的真空淬火油应具备以下条件：

1）蒸气压低，不易挥发。要求蒸气压低于 1.33×10^{-8}～1.33×10^{-9}MPa 的条件下，真空淬火油不会产生明显的挥发。

2）真空油淬火后，零件表面光亮度不低于标准试样的 70%。

3）冷却性能好。要求工件在真空淬火油中淬火后，达到与在常压下淬火相同的硬度值。

4）热稳定性好。即抗老化性能好，使用寿命长。

国产1#真空淬火油的冷却速度快，光亮性一般，2#真空淬火油的冷却速度稍慢，但光亮性好。

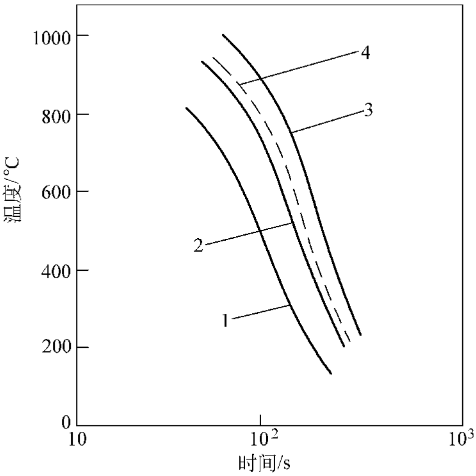


图25-5　装炉量对冷却速度的影响

1—10kg　2—20kg　3—30kg　4—5kg

尽管真空淬火采用真空淬火油，如果淬火前的油面压力很低，则由于淬火油接近沸腾状态，使油的冷却能力下降，仍然达不到淬火的目的。在真空度为1.33×10^{-6}MPa下加热后，于淬火前向炉内充入惰性气体给油面造成一定的压力，就可以实现具有充分淬火硬度和良好光亮度的真空油淬火。图25-6所示为淬火硬度和光亮度随淬火前油面上不同压力的变化情况，可以看出，淬火前充氮达到0.1MPa进行淬火，其硬度为65.5HRC，而在4.0×10^{-2}～6.7×10^{-2}MPa下为66.1～66.5HRC，从2.9×10^{-2}～0.1MPa范围内均可得到规定的硬度，当充气为2.0×10^{-2}MPa时，淬火硬度急剧下降为38.8HRC，压力进一步降低，淬火硬度下降并维持在33.8HRC。关于光亮度，在1.33×10^{-3}MPa时光亮度很好，达84.4%，随着淬火前压力的提高，光亮度有所下降，但在0.1MPa下仍保持79.3%的光亮度，受淬火前压力的影响并不大。

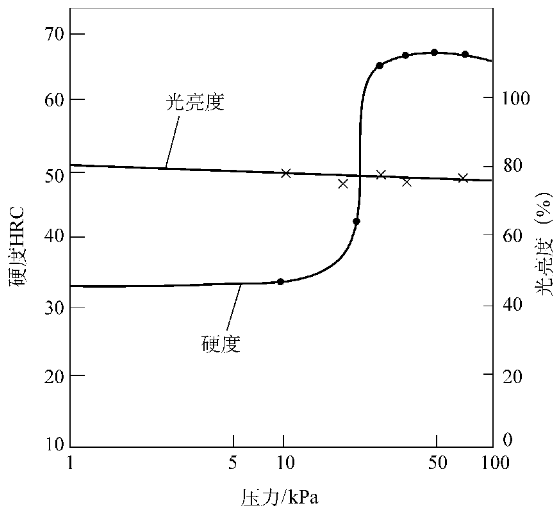


图25-6　淬火硬度和光亮度的变化与淬火前压力的关系

在真空度为1.33×10^{-6}MPa下加热，把淬火前的压力提高到2.66×10^{-2}MPa以上，就能进行真空油淬火，淬火前压力接近0.1MPa，可得到高的淬火硬度。在一定的压力下进行真空油淬火，所获得的硬度与在大气压下淬火后的硬度相同时的最低压力，称为真空淬火油的临界压力。从光亮度和节省惰性气体的观点来看，希望在更低的压力下进行真空油淬火。

表 25-3　各种钢材真空淬火硬度（HRC）

钢号	<50mm		50～100mm		>100mm	
	气淬	油淬	气淬	油淬	气淬	油淬
SKH9、SKH55	64		62		60	
SKD11	62	63	61～62	63	59～60	60～61
SKT4		62		60		58
SKS3		64		60		55
SUJ2		66		64		58
SK3、SK		64		62		50～54
SCM4、SNCM8		55		50		45
S55C		60		55		50

3. 淬火硬度和淬透性

真空淬火可以获得较高硬度，而且硬度波动也较小。但是工件尺寸不同，淬火硬度也不同。表 25-3 内列出了各种钢材在真空淬火时，工件尺寸的大小与淬火硬度的关系。表中高速钢 SKH9、SKH55 采用气体淬火时，当工件 <50mm 时的硬度为 64HRC，而在 >100mm 以上时为 59～60HRC。这说明气体淬火时小型工件效果较好，大型工件则处于不完全淬透状态。油淬火比气体淬火的硬度略高，如 SKD11 油淬火的硬度为 60～63HRC，即使是 ϕ164mm 的工件，其淬火硬度也可以达到 60HRC 以上。锻造用的模具钢 SKT4 即使是 ϕ200mm，在 880℃奥氏体化后进行油淬火，硬度也能达到 58HRC。

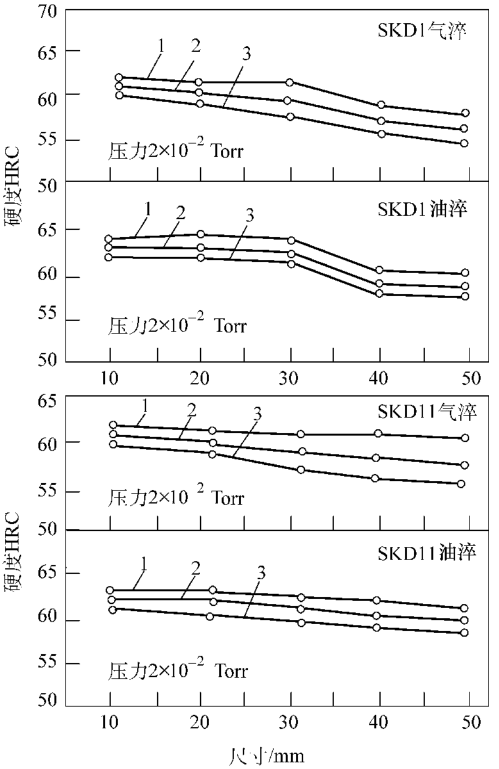


图 25-7　真空淬火的模具钢断面硬度

1—表面　2—1/4D　3—1/2D（中心部）

图 25-7 是冷冲模具经过真空淬火的试样从中间切开，测定从表面到 1/4D处（D 是试样直径）和 1/2D 处（中心部）各部位的硬度变化结果。气体淬火时，试样直径越小，从表面往中心的硬度差就越小，随着试样直径的加大，表面与中心的硬度差就增大，这说明气体淬火存在着淬透性的临界直径，SKD1 钢的临界直径约为 20mm；油淬火时，淬透性高于气体淬火，从试样表面到中心部位的硬度分

布情况较好，大约超过 ϕ30mm 时 SKD1 钢的硬度急剧下降，然而 SKD11 即使是 ϕ50mm 以上也可以淬透，淬火硬度均在 60HRC 以上。

25.4 模具的真空热处理

真空热处理技术是近些年发展起来的一种新型的热处理技术，它所具备的特点，正是模具制造中所迫切需要的，比如防止加热氧化和脱碳，真空脱气或除气，消除氢脆，从而提高模具零件的塑性、韧性和疲劳强度。真空加热缓慢、零件内外温差较小等因素，决定了真空热处理工艺造成的零件变形小等。

按采用的冷却介质不同，真空淬火可分为真空油冷淬火、真空气冷淬火、真空水冷淬火和真空硝盐等温淬火。模具真空热处理中主要应用的是真空油冷淬火、真空气冷淬火和真空回火。为保持工件真空加热的优良特性，淬火介质和冷却工艺的选择及制订非常重要，模具淬火过程主要采用油冷和气冷。

对于热处理后不再进行机械加工的模具工作面，淬火后尽可能采用真空回火，特别是真空淬火的工件，它可以提高与表面质量相关的力学性能，如疲劳性能、表面光亮度、耐蚀性等。

热处理过程的计算机模拟技术（包括组织模拟和性能预测技术）的成功开发和应用，使得模具的智能化热处理成为可能。由于模具生产的小批量或单件、多品种的特性，以及对热处理性能要求高和不允许出现废品的特点，又使得模具的智能化热处理成为必需。模具的智能化热处理包括：明确模具的结构、用材、热处理性能要求；模具加热过程温度场、应力场分布的计算机模拟；模具冷却过程温度场、相变过程和应力场分布的计算机模拟；加热和冷却工艺过程的仿真；淬火工艺的制订；热处理设备的自动化控制技术。工业发达国家，如美国、日本等，在真空高压气淬方面，已经开展了这方面的技术研发，主要针对目标也是模具。

第 26 章　钢的化学热处理

化学热处理是通过改变金属和合金工件表层的化学成分、组织和性能的金属热处理。

化学热处理的工艺过程一般是：将工件置于含有特定介质的容器中，加热到适当温度后保温，使容器中的介质（渗剂）分解或电离，产生能渗入元素的活性原子或离子，在保温过程中不断地被工件表面吸附，并向工件内部扩散渗入，以改变工件表层的化学成分。通常，在工件表层获得高硬度、耐磨损和高强度的同时，心部仍保持良好的韧性，使被处理工件具有抗冲击载荷的能力。

化学热处理是古老的工艺之一，在我国可上溯到西汉时期。已出土的西汉中山靖王刘胜的佩剑，表面碳的质量分数达 0.6% ~0.7%，而心部为 0.15% ~0.4%，具有明显的渗碳特征。明代宋应星撰《天工开物》一书中，就记载有用豆豉、动物骨炭等作为渗碳剂的软钢渗碳工艺。

明代方以智在《物理小识》“淬刀”一节中，还记载有“以酱同硝涂錾口，煅赤淬火”。硝是含氮物质，当有一定的渗氮作用。这说明渗碳、渗氮或碳氮共渗等化学热处理工艺，早在古代就已被劳动人民所掌握，并作为一种工艺广泛用于兵器和农具的制作。

随着化学热处理理论和工艺的逐步完善，自 20 世纪初开始，化学热处理已在工业中得到广泛应用。随着机械制造和军事工业的迅速发展，对产品的各种性能指标也提出了越来越高的要求。

电子计算机的问世，使化学热处理过程的控制日臻完善，不仅生产过程的自动化程度越来越高，而且工艺参数和处理质量也得到更加可靠的控制。

按渗入元素的性质，化学热处理可分为渗非金属和渗金属两大类。前者包括渗碳、渗氮、渗硼和多种非金属元素共渗，如碳氮共渗、氮碳共渗、硫氮共渗、硫氮碳共渗等；后者主要有渗铝、渗铬、渗锌，钛、铌、钽、钒、钨等也是常用的表面合金化元素，二元、多元渗金属工艺，如铝铬共渗、钽铬共渗等均已用于生产。此外，金属与非金属元素的二元或多元共渗工艺也不断涌现，例如铝硅共渗、硼铬共渗等。

钢铁的化学热处理还可按进行扩散时的基本组织，区分为铁素体化学热处理和奥氏体化学热处理。前者的扩散温度低于铁氮共析温度，如渗氮、渗硫、硫氮共渗、氧氮共渗等，这些工艺又可称为低温化学热处理；后者是在临界温度以上扩散，如渗碳、渗硼、渗铝、碳氮共渗等，这些工艺均属高温化学热处

理范围。

每一种化学热处理工艺都各有其特点，如果需要分别或同时提高耐磨、减摩、抗咬合、耐蚀、抗高温氧化和耐疲劳性能，则根据工件的材质和工作条件选择相应的化学热处理工艺。

目前生产中最常用的化学热处理工艺是渗碳、渗氮和碳氮共渗等。

26.1 渗碳

渗碳就是将低碳钢放入高碳介质中加热、保温，以获得高碳表层的化学热处理工艺。渗碳的主要目的是提高零件表层的碳含量，以便大大提高表层硬度，增强零件的抗磨损能力，同时保持心部的良好韧性。渗碳主要用于那些对表面有较高耐磨性要求，并承受较大冲击载荷的零件。

渗碳用钢为低碳钢及低碳合金钢，如 20、20Cr、20CrMnTi、20CrMnMo、18Cr2Ni4W 等。心部碳的含量过高，将降低工件心部的韧性。

1. 渗碳方法

根据使用时渗碳剂的不同状态，渗碳方法可以分为气体渗碳、固体渗碳和液体渗碳三种，常用的是前两种，尤其是气体渗碳。

（1）气体渗碳　是将工件置于密封的气体渗碳炉内，加热到 900～950℃，使钢奥氏体化，向炉内滴入易分解的有机液体（如煤油、苯、甲醇、醋酸乙酯等），或直接通入渗碳气氛，通过在钢的表面上发生反应，形成活性碳原子。反应如下：

$$2CO \rightarrow CO_2 + [C]$$

$$CO_2 \rightarrow H_2O + [C]$$

$$C_nH_{2n} \rightarrow nH_2 + n[C]$$

$$C_nH_{2(n+1)} \rightarrow (n+1)H_2 + n[C]$$

（2）固体渗碳　是将工件和固体渗碳剂装入渗碳箱中，用盖子和耐火泥封好，然后放在炉中加热至 900～950℃，保温足够长时间，得到一定厚度的渗碳层。固体渗碳剂通常是一定粒度的木炭与 15%～20% 的碳酸盐（$BaCO_3$ 或 Na_2CO_3）的混合物。木炭提供渗碳所需要的活性碳原子，碳酸盐起催化作用，反应如下：

$$C + O_2 \rightarrow CO_2$$

$$BaCO_3 \rightarrow BaO + CO_2$$

$$CO_2 + C \rightarrow 2CO$$

$$2CO \rightarrow CO_2 + [C]$$

2. 渗碳工艺及组织

渗碳的工艺参数是渗碳温度和渗碳时间。

由于奥氏体的溶碳能力较大，因此渗碳温度必须高于 Ac_3 温度。加热温度越高，则渗碳速度越快，渗碳层越厚，生产率也越高。但为了避免奥氏体晶粒过分长大，所以渗碳温度不能太高，通常为 900～950℃。在温度一定的情况下，渗碳时间取决于渗碳层的厚度。表 26-1 是不同渗碳温度下，不同渗碳时间的渗层厚度。

表 26-1　气体渗碳时渗层厚度与保温时间的关系

保温时间/h	渗层厚度/mm 温度/℃ 850	900	950	1000	保温时间/h	渗层厚度/mm 温度/℃ 850	900	950	1000
1	0.4	0.53	0.74	1.00	9	1.12	1.60	2.23	3.05
2	0.53	0.76	1.04	1.42	10	1.17	1.70	2.36	3.20
3	0.63	0.94	1.30	1.75	11	1.22	1.78	2.46	3.35
4	0.77	1.07	1.50	2.00	12	1.30	1.85	2.50	3.35
5	0.84	1.24	1.68	2.26	13	1.35	1.93	2.61	3.68
6	0.91	1.32	1.83	2.46	14	1.40	2.00	2.77	3.81
7	1.00	1.42	1.98	2.55	15	1.45	2.10	2.81	3.92
8	1.04	1.52	2.11	2.80	16	1.50	2.13	2.87	4.06

低碳钢件渗碳后表层的 w（C）＝0.85%～1.05%为最佳。渗碳缓冷后的组织，表层为过共析组织（珠光体和网状二次渗碳体），与其相邻为共析组织（珠光体），再向里为亚共析组织的过渡层（珠光体和铁素体），心部为原低碳钢组织（铁素体和少量珠光体）。

3. 渗碳后的热处理

渗碳工艺的加热温度高，时间较长，还需淬火才能达到硬度要求，所以钢渗碳以后必须进行热处理才能达到预期目的。如汽车、机车、矿山机械、起重机械等用的大量传动齿轮都采用渗碳热处理工艺提高其耐磨损性能。渗碳件的热处理方法常有三种，如图 26-1 所示。

1）预冷直接淬火、低温回火，淬火温度 800～850℃。

组织及性能特点：可以减少工件淬火变形，渗层中残留奥氏体量也可稍有降低，表面硬度略有提高，但奥氏体晶粒没有变化。

特点及适用范围：操作简单，工件氧化、脱碳及淬火变形均小，广泛应用于细晶粒钢制造的各种工具。

2）一次加热淬火、低温回火，淬火温度 820～850℃或 780～810℃。

组织及性能特点：对心部强度要求较高者，采用 820～850℃淬火，心部为低碳马氏体，表面要求硬度高者，采用 780～810℃淬火可以细化晶粒。

适用范围：适用于固体渗碳后的碳钢和低合金钢工件经气体渗碳、液体渗

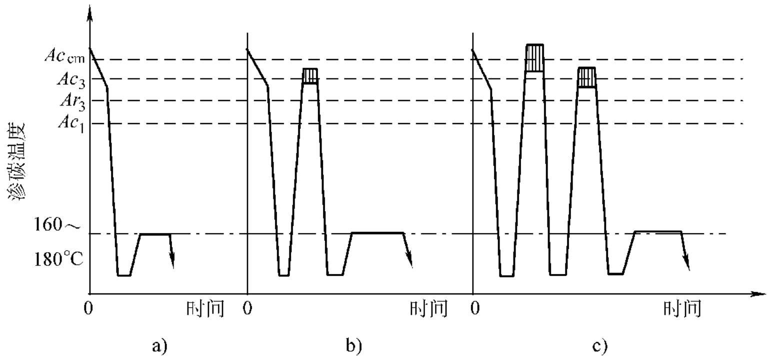


图 26-1 渗碳后热处理工艺

a）预冷直接淬火法 b）一次淬火法 c）二次淬火法

碳的粗晶粒钢，某些渗碳后不宜直接淬火的工件及渗碳后需机械加工的零件。

3）二次淬火低温回火。

组织及性能特点：第一次淬火（或正火），可以消除渗碳层网状碳化物及细化心部组织（850～870℃），第二次淬火主要改善渗层组织，对心部性能要求不高时可在钢的 Ac_1～Ac_3 之间淬火，对心部性能要求高时要在 Ac_3 以上淬火。

适用范围：主要用于对力学性能要求很高的重要渗碳件，特别是对粗晶粒钢。但在渗碳后需经过两次高温加热，使工件变形和氧化脱碳增加，热处理过程较复杂。

4. 渗碳缺陷及控制

（1）黑色组织 在含 Cr、Mn 及 Si 等合金元素的渗碳钢渗碳淬火后，在深渗层表面组织中出现沿晶界呈现断续网状的黑色组织。钢渗碳淬火后在未经腐蚀的金相试样上可看到黑色组织，预防黑色组织的办法是注意渗碳炉的密封性能，降低炉气中的含氧量，一旦工件上出现黑色组织时，若其深度不超过 0.02mm，可以增加一道磨削工序，将其磨去，或进行表面喷丸处理。

（2）反常组织 这种组织在前述过共析钢退火组织缺陷中已看到过。其特征是在先共析渗碳体周围出现铁素体层，在渗碳件中，常在钢中含氧量较高（如沸腾钢）的固体渗碳时看到。具有反常组织的钢经淬火后易出现软点。补救办法是，适当提高淬火温度或适当延长淬火加热保温时间，使奥氏体均匀化，并采用较快的淬火冷却速度。

（3）粗大网状碳化物组织 形成原因可能是由于渗碳剂活性太大，渗碳阶段温度过高，扩散阶段温度过低及渗碳时间过长引起。预防补救的办法是分析其产生的原因，加以预防。对已出现粗大网状碳化物的零件可以进行温度高于 Ac_{cm} 的高温淬火或正火。

（4）渗碳层深度不均匀 原因很多，可能由于原材料中带状组织严重，也

可能由于渗碳件表面局部结焦或沉积炭黑，炉气循环不均匀，零件表面有氧化膜或不干净，炉温不均匀，零件在炉内放置不当等所造成，应分析其具体原因，采取相应预防措施。

（5）表层贫碳或脱碳　其成因是扩散期炉内气氛中碳势过低，或高温出炉后在空气中缓冷时氧化脱碳，补救办法是在碳势较高的渗碳介质中进行补渗。在脱碳层小于 0.02mm 情况下，可以采用将其磨去或喷丸等办法进行补救。

（6）表面腐蚀和氧化　渗碳剂不纯，含杂质多，如硫或硫酸盐的含量高，液体渗碳后零件表面粘有残盐，均会引起腐蚀，渗碳后零件出炉温度过高，等温盐浴或淬火加热盐浴脱氧不良，都可引起表面氧化，应仔细控制渗碳剂盐浴成分，并对零件表面及时清洗。

26.2　渗氮

渗氮又称氮化，指使氮原子渗入钢铁工件表层的化学热处理工艺。其目的是提高零件表面硬度和耐磨性，以及提高疲劳强度和耐蚀性。它是利用氨气在加热时分解出活性氮原子，被零件吸收后在其表面形成氮化层，同时向心部扩散。渗氮通常利用专门设备或井式渗氮炉来进行，渗氮适用的材料和工件也日益扩大。经渗氮处理的制品具有优异的耐磨性、耐疲劳性、耐蚀性、耐高温性、抗咬合性、抗大气和过热蒸汽腐蚀能力、耐回火性，并降低了缺口敏感性。与渗碳工艺相比，渗氮温度比较低，因而工件畸变小，已成为重要的化学热处理工艺之一，广泛应用于机械、冶金和矿山等行业的齿轮、凸轮、曲轴、工具、冷作模具、热作模具等零件和产品的表面处理。

1. 渗氮方法

（1）气体渗氮　在可提供活性氮原子的气体中进行渗氮称为气体渗氮。常用方法是将工件放入通有氨气的井式渗氮炉中，加热到 500～700℃，使氨气分解出活性氮原子［N］，反应如下：

$$2NH_3 \rightarrow 3H_2 + 2[N]$$

活性氮原子［N］被工件表面吸收，并向内部逐渐扩散形成渗氮层。

气体渗氮一般以提高金属的耐磨性为主要目的，因此需要获得高的表面硬度。渗氮后工件表面硬度可达 850～1200HV。气体渗氮可采用一般渗氮法（即等温渗氮）或多段（二段、三段）渗氮法。前者是在整个渗氮过程中渗氮温度和氨气分解率保持不变，温度一般在 480～520℃之间，氨气分解率为 15%～30%，保温时间近 80h。这种工艺适用于渗层浅，畸变要求严，硬度要求高的零件，但处理时间过长。多段渗氮是在整个渗氮过程中按不同阶段分别采用不同温度、不同氨分解率、不同保温时间进行渗氮和扩散。整个渗氮时间可以缩短

到近50h，能获得较深的渗层，但这样渗氮温度较高，畸变较大。

以耐蚀为目的的气体渗氮，渗氮温度在550～700℃之间，保温0.5～3h，氨分解率为35%～70%，工件表层可获得化学稳定性高的化合物层，防止工件受湿空气、过热蒸汽、气体燃烧产物等的腐蚀。

（2）离子渗氮　离子渗氮是在低于1×10^5Pa的渗氮气氛中利用辉光放电这一物理现象对金属材料表面进行的渗氮法。在低压氮气或氨气等气氛中，炉体和被处理工件之间加以直流电压，产生辉光放电，在被处理表面数毫米处出现急剧的电压降，气体中的离子向阴极移动，当接近工件表面时，由于电压剧降而被强烈加速，轰击工件表面，离子具有的动能转变为热能，加热了被处理工件，同时一部分离子直接注入工件表面，一部分离子引起阴极溅射，从工件表面"溅射出"电子和原子，"溅出"的铁原子和由于电子作用而形成的原子态氮相结合形成FeN。FeN由于吸附和在表面上蒸发，因受到高温和离子轰击而很快地分解为低价氮化物而放出氮。一部分失去氮的铁又被溅射到辉光等离子气体中与新的氮原子相结合，促进渗氮。

与气体渗氮相比，离子渗氮的特点是处理周期短，仅为气体渗氮的1/3～1/4（例如38CrMoAl钢，渗氮层深度若达到0.35～0.7mm，气体渗氮一般需70h，而离子渗氮仅需15～20h），零件的表面不易形成连续的白色脆性层。

2. 渗氮后的组织和性能

钢中铬、钼、铝等元素在渗碳过程中形成高度弥散、硬度很高的稳定氮化（CrN、MoN、AlN等）。渗氮后零件表面硬度比渗碳的还高，耐磨损性能很好，同时渗层一般处于压应力，疲劳强度高，但脆性较大。渗氮层还具有一定的抗蚀性能。渗氮后零件变形很小，通常无需再加工，也不必再热处理强化。适合于要求处理精度高，冲击载荷小，抗磨损能力强的零件，如一些精密零件、精密齿轮都可用渗氮工艺处理。

3. 渗氮常用材料

传统合金钢材料中的铝、铬、钒及钼元素在渗氮过程中，与初生态的氮原子接触时，就能生成安定的氮化物，尤其是钼元素，不仅是生成氮化物元素，还能降低在渗氮时所产生的脆性。其他合金钢中的元素，如镍、铜、硅、锰等，对渗氮特性并无多大的帮助。一般而言，如果钢料中含有一种或多种的氮化物生成元素，渗氮后的效果比较良好。其中铝是最强的氮化物元素，含有0.85%～1.5%（质量分数）铝的渗氮结果最佳。如果有足够的铬含量，亦可得到很好的效果。没有含合金元素的碳素钢，因其生成的渗氮层很脆，容易剥落，不适合作为渗氮钢。

历史最久、国际上普遍采用的渗氮钢是38CrMoAlA。该种钢的特点是渗氮后可以得到最高的硬度，具有良好的淬透性，同时由于Mo的加入，抑制了第二类

回火脆性。因此，要求表面硬度高，耐磨性好，又要求高的心部强度的渗氮零件，普遍采用 38CrMoAlA。但是这种钢具有下列缺点：

在冶炼上易出现柱状断口，易沾污非金属夹杂物，在轧钢中易形成裂缝和发纹，有过热敏感性，热处理时，对化学成分的波动也极敏感。且该种钢易于脱碳，当铝含量偏高时，渗氮层表面容易出现脆性。

为了克服含铝钢的缺点而发展了无铝渗氮钢。前苏联在下列机器零件上广泛采用无铝钢，例如机床制造业中的主轴、滚动轴承、丝杠，采用 40Cr、40CrVA 钢，套筒、镶钢导轨片、滚动丝杠副用 40CrV、20CrWA、20Cr3MoWA。对工作在循环弯曲或接触载荷以及摩擦条件下的重载机器零件采用 18Cr2Ni4WA、38CrNi3MoA、20CrMnNi2MoV、38CrNiMoVA、30Cr3Mo 及 38CrMnMo 钢等。由于 Cr、Mo、W、V 等合金元素可强化渗氮层，而渗氮层表面不象含 Al 钢那样有脆性，因而发展了不同含量的以 Cr、Mo 为主的合金渗氮钢。这里，提高镍含量，降低碳含量，均是从提高心部韧性考虑出发的。

为了缩短气体渗氮过程，近年来发展了快速渗氮钢，基本原理是利用 Ti、V 等与氮亲和力强，氮化物不易集聚长大，可在较高温度渗氮，以加速渗氮过程。含钛渗氮钢在 600℃ 渗氮时仍可得到 900HV 的硬度，而由于渗氮温度的提高，渗氮 3 ~ 5h 即可达到层深要求。

4. 常见渗氮缺陷及其原因

（1）硬度偏低　生产实践中，工件渗氮后其表面硬度有时达不到工艺规定的要求，轻者可以返工，重者则造成报废。造成硬度偏低的原因通常有：

1）设备方面。如系统漏气造成氧化。

2）材料方面。如材料选择不合理。

3）前期热处理。如基体硬度太低，表面脱碳严重等。

4）工件预处理不彻底。如进炉前的清洁方式不当及清洁度不够。

5）工艺方面。如渗氮温度过高或过低，时间短或氮浓度不足等。

（2）硬度和渗层不均匀　主要原因有：装炉方式不合理，气压调节不当，渗氮处理期间温度不均匀，炉内气流不合理。

（3）渗氮后零件变形过大　虽然变形是难以避免的，但是对易变形件，采取以下措施有利于减小变形：

1）渗氮前应进行稳定化处理。

2）渗氮过程中的升、降温速度应缓慢。

3）保温阶段尽量使工件各处的温度均匀一致，对变形要求严格的工件，在工艺范围内尽可能采用较低的渗氮温度。

（4）外观颜色有差别　不同材质的零件经渗氮处理后表面颜色是略有区别的，零件出炉后首先用肉眼检查外观质量，钢件经渗氮处理后表面通常呈银灰

(蓝黑)色或暗灰色，钛及钛合金件表面应呈金黄色。

(5)脉状氮化物　渗氮（特别是离子渗氮）易出现脉状氮化物，即扩散层与表面平行走向呈白色波纹状的氮化物。一般认为与合金元素在晶界偏聚及氮原子的扩散有关，因此，控制合金元素偏聚的措施均有利于减轻脉状氮化物的形成。工艺参数方面，渗氮温度越高，保温时间越长，越易促进脉状组织的形成。如工件的棱角处，因渗氮温度相对较高，脉状组织比其他部位严重得多。

26.3　碳氮共渗

在钢的表面同时渗入碳和氮的化学热处理工艺称为碳氮共渗。碳氮共渗可以在气体介质中进行，也可在液体介质中进行，因为液体介质的主要成分是氰盐，故液体碳氮共渗又称为氰化。根据共渗温度不同，还可以把碳氮共渗分为高温（900～950℃）、中温（700～880℃）及低温三种。

生产中以中温为主，常用的是气体碳氮共渗。

1. 共渗介质

目前常用的有两大类：

1）含20%～30%（体积分数）氨气的渗碳气体。

2）含碳氮的有机液体。

第一类可用于连续式作业炉，也可用于周期式作业炉。在用周期式作业炉进行碳氮共渗时，除了可引入普通渗碳气体外，也可像滴注式气体渗碳一样滴入液体渗碳剂，如煤油、苯、丙酮等；第二种介质主要用于滴注法气体碳氮共渗，常用介质为三乙醇胺，在三乙醇胺中溶入20%左右尿素。

2. 共渗温度及时间

在渗剂一定的情况下，共渗温度与时间对渗层的组织结构影响规律已如前述。在具体生产条件下应根据零件工作条件、使用性能要求及渗层组织结构与性能的关系，再按前述规律确定，中温气体碳氮共渗工件的使用状态和渗碳淬火相近，一般都是共渗后直接淬火。因此，尽管氮的渗入能降低临界点，但考虑心部强度，一般共渗温度仍选在该种钢的 Ac_1 点以上，接近于 Ac_3 点的温度。温度过高，渗层中氮含量急剧降低，其渗层与渗碳相近，且温度提高，工件变形增大，因此失去碳氮共渗的意义。一般碳氮共渗温度根据钢种及使用性能，选在820～880℃之间。

碳氮共渗时间，取决于渗层厚度、共渗温度以及所用的共渗介质。

3. 碳氮共渗的优点

与气体渗碳相比有如下优点：

1）可以在较低温度下，及在同样时间内获得同样渗层深度；或在处理温度

相同的情况下，共渗速度较快。

2）碳氮共渗在工件表面、炉壁和发热体上不析出炭黑。

3）处理后零件的耐磨性比渗碳的高。

4）工件扭曲变形小。

4. 碳氮共渗后的热处理

碳氮共渗比渗碳温度低，一般共渗后都采用直接淬火。因为氮的渗入，使过冷奥氏体稳定性提高，故可采用冷却能力较弱的淬火介质，但应考虑心部材料的淬透性，碳氮共渗后采用低温回火。

5. 碳氮共渗层的组织与性能

碳氮共渗层的组织取决于共渗层中碳、氮浓度，钢种及共渗温度。一般中温碳氮共渗层淬火组织，表面为马氏体基体上弥散分布的碳氮化合物，向里为马氏体加残留奥氏体，残留奥氏体量较多，马氏体为高碳马氏体；再往里残留奥氏体量减少，马氏体也逐渐由高碳马氏体过渡到低碳马氏体，共渗层中碳氮含量强烈地影响渗层组织。

碳氮含量过高时，渗层表面会出现密集粗大条块状碳氮化合物，使渗层变脆。图 26-2 所示为 20Cr2Ni4A 钢碳氮共渗后，渗层形成密集粗大碳氮化合物的金相组织，这种组织使共渗后的齿轮出现掉角现象，见图 26-3 所示。

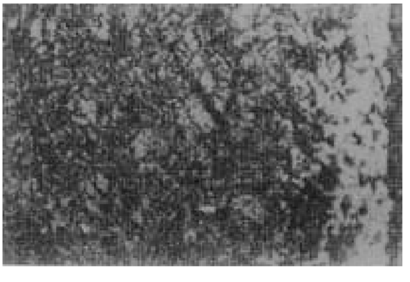


图 26-2　碳氮共渗层中粗大碳氮化合物

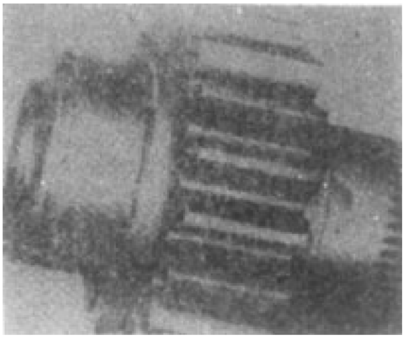


图 26-3　掉角的共渗齿轮

渗层中氮含量过高，表面会出现空洞，在未腐蚀金相试样上能清楚地看到这种缺陷，如图 26-4 所示。

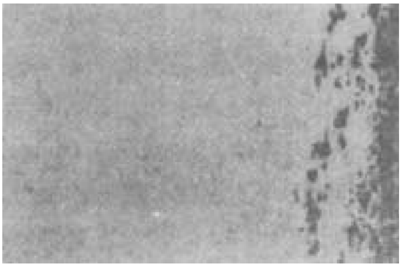


图 26-4　20Cr2Ni4A 钢碳氮共渗后出现的空洞

出现空洞的原因为：由于渗层中氮含量过高，在碳氮共渗过程时间较长时，由于碳浓度增高，发生氮化物分解及脱氮过程，原子氮变成分子氮而形成空洞。一般渗层中氮的质量分数超过 50% 时，容易出

现这种现象。渗层中氮含量过低，使渗层过冷奥氏体稳定性降低，淬火后在渗层中会出现托氏体网，因此，渗层氮的质量分数不应低于0.1%。

26.4 渗硼

将工件置于能产生活性硼原子的介质中，经过加热、保温，使硼原子渗入工件表面形成硼化物层的过程称为渗硼。渗硼是继渗碳、渗氮之后发展起来的一项提高表面耐磨性的有效方法。金属零件渗硼后，表面形成的硼化物（FeB、Fe_2B、TiB_2、ZrB_2、VB_2、CrB_2）及碳化硼等是硬度极高（1300～2000HV）的化合物，热稳定好。其耐磨性、耐蚀性、耐热性均比渗碳和渗氮高，可广泛用于模具表面强化，尤其适合于在磨粒磨损条件下的模具。

根据采用介质的不同，渗硼有固体法、液体法和气体法之分。但由于气体渗硼采用乙硼烷或三氯化硼气体，前者不稳定易爆炸，后者有毒，因此未被采用。现在生产上采用的是粉末渗硼和盐浴渗硼。近年来由于解决了渗剂的结块问题，粉末渗硼法获得了越来越多的应用。

1. 固体渗硼

固体渗硼主要是用粉末或粒状介质进行渗硼的化学热处理工艺。固体渗硼时将工件埋入含硼介质中或在工件表面涂以含硼膏剂，装箱密封，加热保温。固体渗硼主要以碳化硼和硼铁作为供硼剂，由于此种供硼剂价格较贵，目前常采用硼砂来取代硼铁和碳化硼，其效果基本相同。加入一定量的活化剂可以加速渗硼速度和降低渗硼温度，缩短渗硼时间，活化剂的作用是产生气态化合物，提高渗剂的活性；另外加入一定量填充剂，它是渗剂的载体，可以防止溶剂烧结，保持渗剂松散性和还原性气氛的作用，以减少供硼剂和活化剂的用量。

常用的渗硼剂有非晶质硼、碳化硼、硼铁合金、硼砂及硼酐。常用的活化剂有氟硼酸盐、氟化物、碳酸盐、硼氢化钾、氯化铵。常用的填充剂有碳化硅、碳及三氧化二铝。

粉末渗硼剂在处理工件时，易与工件表面粘结，影响工件的表面质量。同时处理完工件后，渗剂易结块，影响渗剂的重复使用。粒状渗硼剂的出现克服了粉末渗剂的不足，所处理工件的表面光洁，渗剂松散，还可重复使用。膏剂渗硼是在粉末渗硼的基础上发展起来的，将粉末渗硼剂加上粘结剂制成膏剂，涂在需要渗硼的工件表面，然后加热扩散。

渗硼工艺主要是控制温度与保温时间，其中温度是影响渗硼层质量的主要因素。渗硼温度一般在850～1000℃之间进行选择。

渗硼保温时间一般为3～5h，最长不超过6h。最有实用价值的渗硼层厚度为70～150μm。过长的渗硼保温时间不仅渗层深度增加不明显，而且使基体晶

粒长大，渗层脆性增加，渗层与基体的结合力减弱。

2. 液体渗硼

液体渗硼包括电解渗硼和盐浴渗硼两种。

（1）电解渗硼　是将工件浸入到熔融状态的硼砂浴中，用石墨或不锈钢作阳极，以工件为阴极，以 0.1 ~ 0.5A/cm^2 的直流电在熔融的硼砂浴中进行电解渗硼。在电解渗硼过程中，在阳极上将有氧气放出，在阴极上所电解出的钠将与工件表面附近的氧化硼发生置换反应，替换出其中的硼，使之沉积在工件表面，达到渗硼的目的。电解渗硼的效率高，可在较低温度下渗硼，渗硼剂便宜，渗层深度易于控制。

电解渗硼只适用于形状简单的零件，对于形状复杂的零件，由于各部分电流密度不同，会使渗硼层厚度不均匀。另外熔融硼砂对坩埚腐蚀严重，使坩埚寿命较短。

（2）盐浴渗硼　是国内应用较多的一种渗硼法，渗硼剂的主要组成以硼砂或碱金属的氯化物为主，加入碳化硅、硅钙、铝、硅铁、锰铁等还原剂。一般情况下，渗硼温度为 850 ~ 950℃，时间为 3 ~ 6h。应根据钢种及服役条件确定渗硼工艺规范。

在熔融硼砂中加入氯化钠、氯化钡或碳酸盐等助熔盐类，可使渗硼温度降至 700 ~ 800℃。盐浴渗硼设备简单，操作方便，渗层组织容易控制，而且能处理形状较复杂的零件。

但盐浴的活性差，工件清洗困难，坩埚寿命短，在大量生产中盐浴温度的均匀性、盐浴成分的均匀性均难保证。

此外，对心部强度要求较高的零件，渗硼后还需进行淬、回火热处理等。由于 FeB 相、Fe_2B 相和基体的膨胀系数差别很大，在淬火加热时，硼化物不发生相变，但基体发生相变。因此渗硼层容易出现裂纹和崩落。这就要求尽可能采用缓和的冷却方法，淬火后应及时进行回火。

渗硼适应于各种成分的钢，它在多种冷、热作模具（如冷挤压模、拉丝模、冷锻模、热挤模、热锻模、压铸模等）上应用，效果非常显著。例如，45 钢制硅碳棒成形模经膏剂渗硼后淬火，表面硬度达 2200HV，使用寿命比不渗硼的提高 3 倍以上。表 26-2 为部分模具渗硼的强化效果，供参考。

例 1：Cr12 钢制电机单槽冲模，采用固体渗硼处理，渗硼剂为硼铁（硼的质量分数为 15% ~20%）15%，氟硼酸钾（KBF_4）5%，氧化铝粉（Al_2O_3，粒径 0.18mm）80%，其工艺曲线如图 26-5 所示。模具渗硼后还须进行热处理，其工艺曲线如图 26-6 所示。经过该方法处理后的模具寿命比未渗硼的可提高 2 ~5 倍。

试验表明，渗硼层越厚，出现 FeB 相的倾向越大，FeB 脆性大，一旦生成

表 26-2 部分模具渗硼的强化效果

模具名称	钢 号	淬火、回火态寿命	渗硼态寿命	备 注
热锻模	5CrNiMo	0.5 万件	1.3 万件	渗硼层深 60～90μm
冷冲模	T8	0.35 万件	2.25 万件	渗硼层深 110～170μm
热锻用冲头	55Ni2CrMnMo	100 万件	240 万件	
热挤压模	30Cr3W5V	100 万件	261 万件	
连杆热成形模	5CrMnMo	2 万件	6 万件	

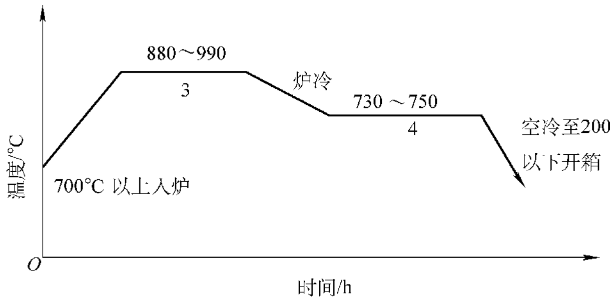


图 26-5 Cr12 钢制电机单槽冲模渗硼工艺曲线

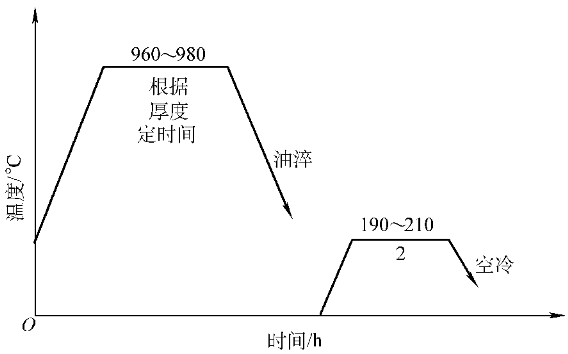


图 26-6 渗硼后热处理工艺曲线

连续的 FeB 相将 Fe_2B 包围，在冷却过程中由于表面渗硼层和基体的膨胀系数相差较大，将产生较大的内应力，使模具在工作时，渗硼层易开裂和剥落，影响模具工作寿命。因此，必须注意防止渗硼中出现 FeB。为此，渗硼层不宜太厚，一般仅需 15～20μm；渗硼剂中的 B_4C 不应超过2%，KBF_4 不超过5%，否则将出现 FeB 相。渗硼后直接升温淬火，因为多次反复加热和冷却，渗硼层很容易龟裂。为防止模具在高温时产生 FeB，升温速度应快，加热温度应低，不超过 980℃，保温时间应短。

例 2：Cr12MoV 钢制磁性材料成形模具渗硼，块状磁性材料是由粉末压制、烧结而成的。粉末硬度高达 600～700HV，生产中模具消耗很大。用 Cr12MoV 制造的偏转凹模，经常采用淬火回火工艺，处理后的硬度在 58～60HRC（580～620HV）之间，使用半个月型腔内壁就出现压坑，使压出来的半成品容易产生开裂而报废。采用渗硼淬火、回火工艺后，模具的使用寿命提高了 14 倍。模具渗硼淬火后硬度为 1650HV0.05，渗层深度在 0.09～0.11mm，渗层为单相 Fe_2B。

例 3：M12 螺母六角套模在工作时承受较大的挤压力和强烈的磨损，使用寿命短。材料为 Cr12MoV，经 1020～1040℃淬油，240℃×3h 回火，硬度为 58～60HRC，其服役失效为磨损、拉毛或挤裂，寿命不到 1 万件。同样材料采用渗硼＋淬火＋回火工艺，其使用寿命达到 2～3 万件。如改用廉价的 40Cr 或 T10 材料制造的模具，采用渗硼处理，其使用寿命也比未经渗硼处理的 Cr12MoV 长。

26.5　渗硫

在已硬化过的工件上渗硫，表面可增加厚度为 5～15μm 的 $FeS + FeS_2$ 化学转化膜，渗层很薄，渗层硬度并不高（<70HV），因此，无助于抗磨粒磨损。但是，它有较大的减摩作用，这是由于渗层中的 FeS 呈鳞片状，多孔并易滑移。它的减摩作用不仅在有滑移条件下有效，并能在较高的温度下使油膜耐压性增大。更可贵的是在干摩擦的条件下有较小的摩擦因数，减少磨损、咬卡、擦伤和拉毛，对抗咬合磨损和点蚀磨损特别有效。

具有工业应用价值的渗硫方法有低温电解渗硫、离子渗硫、气体渗硫等。以下介绍低温电解渗硫法。

1. 低温电解渗硫法

低温电解渗硫法的工艺流程为：脱脂→酸洗→清水清洗→干燥→装夹具→烘干（预热）→电解渗硫→空冷至室温→清洗→烘干→浸入 100℃油中→检验。其中夹具应是用不易电解渗硫的材料（铬质量分数大于 13% 的高铬钢）制成。

电解渗硫的工艺要求如下：

1）将脱脂和酸洗后的零件在开水中预热至 100℃（以便缩短零件在渗硫电解盐浴中的加热时间）。

2）将零件放入盐浴电解液中，盐浴电解液配比：KSCN75%＋NaSCN25%；为了提高渗硫效果，可另加 $K_4[Fe(CN)_6]$ 0.1% 和 $K_3[Fe(CN)_6]$ 0.9%，此时盐浴电解液温度为 150～200℃。

3）将零件接整流器正极，坩埚接负极。如果要处理零件内表面，则加一辅助阴极，插于内表面中。

4）通入氨，对盐浴电解液翻动起来，使渗层均匀。

5）接通直流电源，工作电压 0.8～4V，电流密度（1.5～2.5）$\times 10^{-2}$ A/cm^2。

6）电解渗硫时间：10～20min。

低温电解渗硫的化学过程：

$$KSCN \rightarrow K^+ + SCN^-$$
$$NaSCN \rightarrow Na^+ + SCN^-$$

盐浴处于电场作用下，SCN^-向阳极（零件）移动，K^+、Na^+、向阴极（坩埚）移动，并在两极发生如下电化学反应：

在阴极处：$Na^+ + e \rightarrow Na \qquad K^+ + e \rightarrow K$

在阳极处：$SCN^- + 2e \rightarrow S^{2+} + CN^-$ (1)

同时，作为阳极的零件表面，有一薄层产生离子化学反应：

$$Fe^+ \rightarrow Fe^{2+} + e \tag{2}$$

式（1）、式（2）反应导致 FeS 的生成，即

$$Fe^{2+} + S^{2-} \rightarrow FeS$$

用于制造模具的碳钢、合金钢渗硫以后，渗层厚度达 0.006～0.08mm，表面硬度达 70～100HV，渗层具有良好的减摩性，提高了零件的抗咬合能力。例如在拉深、挤压等类模具中，常发生“冷焊”现象，这类问题的解决就是通过表面渗硫来降低模具表面的摩擦因数。再如某标准件厂的 Cr12 钢制 M8 螺母模具，用常规淬、回火处理，使用寿命只有 3000 多次，用固体渗硼后淬、回火处理，寿命提高到 2.5～3 万件；在渗硼的基础上进行离子渗硫处理，寿命达到 10 万次，仍可使用，而且克服了粘模现象。

2. 硼硫复合渗

渗硼后再渗硫，使模具表面在高硬度渗硼层的基础上，再覆盖一层减摩性良好的渗硫层，从而将二者的特点结合起来。例如 Cr12MoV 钢制的 M18 螺母冷镦凹模经硼-硫复合处理后，完全克服了原来存在的严重粘着磨损，提高了模具寿命。

为获得单一的 Fe_2B 相，采取如下渗硼工艺：

1）渗剂成分（质量分数）：2% B_3C + 5% KBF_4 + 93% SiC。采用粉末法固体渗硼，渗箱采用玻璃粉熔封，以得到较好的密封效果。

2）在 850℃渗硼 3h 后，直接升温至 980℃，保温 15min 后连渗箱一同水冷淬火。因 Cr12MoV 钢的淬透性高，连渗箱水冷也可使凹模淬透，并可防止脱硼，凹模心部硬度可达 60HRC 以上。

渗硫工艺为低温液体渗硫。介质为 96% 硫 + 4% 二硫化钼，熔点约为 115℃，模具经清洗脱脂后，置于渗硫介质中，在温度 180～200℃保温 6h，渗硫层厚度为 5～8μm。

26.6 渗金属

渗金属是将一种或数种金属元素渗入金属工件表层的一种化学热处理工艺。金属元素可同时或先后以不同方法渗入。在渗层中，它们大多以金属键化合物形式存在，能分别提高工件表层的耐磨、耐蚀、抗高温氧化等性能。常用的渗

金属工艺有渗铝、渗铬、渗锌等。

1. 固体法渗金属

最常用的是粉末包装法。把工件、粉末状的渗剂、催渗剂和烧结防止剂共同装箱、密封、加热扩散而得。这种方法的优点是操作简单，无需特殊设备，小批量生产应用较多，如渗铬、渗钒等。缺点是产量低，劳动条件差，渗层有时不均匀，质量不易控制等。

如固体渗铬时，渗剂粒径为 0.071 ~ 0.154mm（100 ~ 200 目）铬铁粉（含 Cr65%）（40 ~ 60）% + NH_4Cl（12 ~ 23）%，其余为 Al_2O_3。渗铬过程按以下进行：当加热至 1050℃的渗铬温度时，氯化铵分解形成 HCl，HCl 与铬铁粉作用形成 $CrCl_2$，在 $CrCl_2$ 迁移到工件表面时，分解出活性铬原子［Cr］渗入工件表面。与此同时，氯与氢结合成 HCl，HCl 再至铬铁粉表面形成 $CrCl_2$，并重复前述过程，从而达到渗铬目的。

2. 液体法渗金属

可分为盐浴法和热浸法两种。目前最常用的盐浴法渗金属工艺是日本丰田汽车公司发明的 TD 法。它是在熔融硼砂浴中加入被渗金属粉末，工件在盐浴中被加热，同时还进行渗金属的过程。以渗钒为例，把欲渗工件放入（80 ~ 85）% $Na_2B_4O_7$（质量分数）+（20 ~ 15）% 钒铁粉（质量分数）盐浴中，在 950℃保温 3 ~ 5h，即可得到一定厚度（几个微米到 20μm）的渗钒层。

该种方法的优点是操作简单，可以直接淬火；缺点是盐浴有密度偏析，必须在渗入过程中不断搅动盐浴。另外，硼砂介质的 pH 值为 9，有腐蚀作用，必须及时清洗工件。

热浸法渗金属是较早应用的渗金属工艺，典型的例子是渗铝。其方法是：把渗铝零件经脱脂去锈后，浸入 780℃ ±10℃熔融的铝液中经 15 ~ 60min 后取出，此时在零件表面附着一层高浓度铝覆盖层，然后在 950 ~ 1050℃温度下保温 4 ~ 5h 进行扩散处理。为了防止零件在渗铝时铁的溶解，在铝液中应加入 10% 左右的铁。这是因为当铝液温度过低时，其流动性不好，且带走铝液过多；温度过高时，铝液表面会剧烈氧化。

3. 气体法渗金属

一般在密封罐中进行，把反应罐加热至渗金属温度，被渗金属的卤化物气体掠过工件表面时发生置换、还原、热分解等反应，分解出的活性金属原子渗入工件表面。

以气体渗铬为例，其过程是：把干燥氢气通过浓盐酸得到 HCl 气体后引入渗铬罐，在罐的进气口处放置铬铁粉。当 HCl 气体通过高温的铬铁粉时，制得了氯化亚铬气体。当生成的氯化亚铬气体掠过零件表面时，通过置换、还原、热分解等反应，在零件表面沉积铬，从而获得渗铬层。

气体渗铬速度较快，但氢气容易爆炸，氯化氢具有腐蚀性，故应注意安全。

渗金属法的进一步发展是多元共渗，即在金属表面同时渗入两种或两种以上的金属元素，如铬-铝共渗、铝-硅共渗等。与此同时，还出现金属元素与非金属元素两种元素的共渗，如硼-钒共渗、硼-铝共渗等。进行多元共渗的目的是兼取单一渗的长处，克服单一渗的不足。例如硼-钒共渗，可以兼取单一渗钒层的硬度高、韧性好和单一渗硼层层深较厚的优点，克服了渗钒层较薄及渗硼层较脆的缺点，获得了较好的综合性能。其他二元共渗也与此类似。

第 27 章　发蓝与磷化处理

27.1　发蓝处理

发蓝也称发黑，就是将钢在空气中加热或直接浸于浓氧化性溶液中，使其表面产生极薄的氧化物膜的材料保护技术。钢铁零件的发蓝可在亚硝酸钠和硝酸钠的熔融盐中进行，也可在高温热空气及500℃以上的过热蒸汽中进行，更常用的是在加有亚硝酸钠的浓苛性钠溶液中加热。

发蓝时的溶液成分、反应温度和时间依钢铁基体成分而定。发蓝膜成分为磁性氧化铁，厚度为0.5～1.5μm，颜色与材料成分和工艺条件有关，有灰黑、深黑、亮蓝等。单独的发蓝膜耐蚀性较差，但经涂油、涂蜡或涂清漆后，耐蚀性和抗摩擦性都有所改善。发蓝时，工件的尺寸和表面粗糙度对质量影响不大，故常用于精密仪器、光学仪器、工具、硬度块等。

实际操作中，需要注意的是工件发蓝前除锈和脱脂的质量，以及发蓝后的钝化浸油。发蓝质量的好坏往往因这些工序而变化。

黑色金属表面经发蓝处理后所形成的氧化膜，其外层主要是四氧化三铁，内层为氧化亚铁。

1. 工序流程

发蓝工序流程：准备工作→脱脂→酸洗→发蓝→皂化→浸油→检验。

2. 准备工作

1）检查待发蓝零件的质量。零件有装饰性要求时，其表面粗糙度值应低于 Ra1.6μm，一般应达到 Ra3.2μm，工作表面不得有裂纹、磕伤、漆膜和金属镀层。表面锈蚀严重、有难以去掉的厚氧化皮的工件不宜发蓝。

2）按照操作规程，检查、启动各加热槽，开动抽风机等辅助设备，准备好工具、料筐和起吊用具。

3. 发蓝操作

（1）脱脂　除掉粘附的油迹，为酸洗做准备。脱脂工序在脱脂槽中进行。

脱脂溶液配比：氢氧化钠50～60g；碳酸钠70～80g；水1L，在沸腾状态下使用。

或氢氧化钠130g；碳酸钠50g；磷酸钠50g；硅酸钠4g；水1L。使用温度为95～100℃，多用于油垢严重的工件脱脂。

工件在脱脂槽中煮洗20～30min，油渍除净后，在流动的清水中冲洗，去掉

工件上的脱脂溶液。也可以采用其他化学清洗剂、溶剂脱脂。

（2）酸洗　为去掉工件上的锈迹、氧化皮并活化工件表面，应将工件在20%～35%工业盐酸（质量分数）中酸洗，时间30s以上，氧化皮厚的工件，应酸洗至洁净，但工件不得被腐蚀，精密零件尤应严格控制酸洗时间。

为减少氢脆，可在盐酸中添加0.2%～0.5%尿素（质量分数）。

工件酸洗后，先经清水冲洗，再用3%碳酸钠溶液（质量分数）中和残酸后就可以发蓝。经酸洗的工件表面为银灰色，不应残留黑斑、锈迹。

（3）发蓝　发蓝水溶液配比：氢氧化钠650～700g/L，亚硝酸钠250g/L，沸腾温度为140～145℃，常用于一般工件；氢氧化钠700g/L，亚硝酸钠65g/L，磷酸三钠50g/L，沸腾温度为145～150℃，应用范围广，效果也较好。此外，也可采用经过试验能保证质量的其他方法。发蓝时间为30～60min。工件发蓝后，先在热水中洗去碱液（此热水槽可做酸洗中和槽），再在流动清水中清洗碱液。

（4）皂化　皂化是使工件发蓝生成的氧化铁膜微孔内的铁转化成硬脂酸铁（能浸润油而不被浸润），呈钝化状态，从而提高耐蚀性。

皂化液为2%～3%肥皂（质量分数）水溶液，在沸腾状态下使用，时间为5min，皂化后的工件应不挂水珠。

（5）浸油　将皂化后的工件浸入105～115℃热油中（通常用L-AN15全损耗系统用油或蓖麻油）停留1～3min，蒸发去水分形成油膜，使工件增加光泽、美观和提高耐蚀性。

4. 操作注意事项

1）工件装筐时应避免重叠，最好为点接触。大工件可单独吊挂，但不应重叠和靠紧槽壁，以免生成花斑。

2）要严格控制发蓝溶液的浓度、温度和发蓝时间。注意经常去掉各工作槽液的浮渣和沉淀。定时检查和调整各工作槽液的成分。

3）应经常翻动发蓝槽中的工件，可在中途提出工件，用清水漂洗、抖动后再发蓝。

4）配盐酸溶液时，应将酸沿槽壁缓慢注入水中。向发蓝槽加水时，应先断电，再沿槽壁小心缓慢注入，或者隔着细铁丝网注入，以免溶液溅溢。

5）返修工件，应重新脱脂、酸洗。

5. 发蓝质量控制

1）根据工作量，定期化验发蓝溶液成分，及时调整成分。

2）用作浸油的油，应定期化验酸值，不应超过0.35mg/g，不合格时应予更换。

3）经发蓝的工件，外观颜色应均匀一致，无花斑、锈迹。

4）发蓝、浸油后的工件，滴上3%中性硫酸铜溶液（质量分数），应在30s

不显铜色。

5）用棉纱用力擦拭发蓝工件，不应出现金属光泽。

6）发蓝、浸油后的工件，在 3% 食盐（质量分数）水中浸泡 2h，应不生锈。

6. 碱性发蓝改进

1）发蓝前用活性剂脱脂，原采用碱性液脱脂，现改用 664 活性剂脱脂。不同清洗剂的脱脂能力见表 27-1。

表 27-1　不同清洗剂的脱脂能力对比

成分配比	NaOH　225g Na_2SiO_3　25g H_2O　1L	$NaCO_3$　225g Na_2SiO_3　25g H_2O　1L	664 活性剂　20g H_2O　1L
脱脂能力	30～45min 未去净	10～15min 基本去净	2～3min 基本去净

2）发蓝液的配比以 8∶1～11∶1（NaOH800～900g/L，$NaNO_2$80～100g/L）的发蓝膜的致密性和耐磨性最好。氧化铁量少于水重量的 0.1%（即 1L 水中氧化铁量小于 1g）。

3）发蓝后采用（质量分数）10% 204-Ⅰ防锈油 +90% 全损耗系统用油配制成防锈油，由于 204-Ⅰ防锈油中有缓蚀剂，可显著增加防锈作用。

4）按致密性标准检查，原工艺为 40s，现可达 135s，提高寿命 2 倍多；按耐磨性标准检验，原工艺可达 34s，现工艺可达 93s。按化学稳定性鉴定，原工艺可达 70s，现可达到 312s。用 5% NaCl 水溶液浸泡，原工艺 4h 就生锈，现工艺达 24h 未生锈，发蓝膜均匀一致，色泽黑色，工艺稳定。

7. BFH 钢铁低温高效快速发黑工艺

老式碱性发黑工艺，工艺流程复杂，先后经脱脂→清洗→除锈→清洗→氧化→清洗→皂化→上油→包装共 9 道工序，能耗大，条件差，质量不稳定。

市场上又出现了染黑及第二类 BFH 发黑液体，其技术经济对比见表 27-2。

表 27-2　发黑剂染黑的质量与经济效益对比

序号	项目内容	发黑（BFH 发黑）	染　黑
1	膜的成分	Fe_3O_4 为主的 Fe 和 O_2 化合物	含着色物质的高分子材料的凝聚沉积物
2	膜与基体结合	结合牢固（反应生成的氧化膜）	粘附性质（凝聚沉积膜）

（续）

序号	项目内容	发黑（BFH 发黑）	染　　黑
3	稀释比例	浓缩液: 水 =1∶9	浓缩液: 水 =1∶4
4	发黑液浓度调整	根据折光仪读数可直接添加浓缩液到要求比例	根据盐析法数据查表后进行计算，求浓缩液添加量
5	常出现的问题	成分变化，温度波动，杂质混入液面有浮油漂出	成分变化，温度波动，杂质混入因高分子材料固化，液面有粘稠悬浮物漂出
6	工艺参数控制范围	发黑液浓度 10% ~30%（质量分数），发黑液温度 50 ~70℃，发黑件加热温度 350 ~550℃，发黑件加热时间 30min 以上	染黑液浓度 5% ~15%（质量分数），温度 40 ~52℃，发黑件加热温度 440 ~550℃，发黑件加热时间 40 ~60min
7	发黑液消耗量	1kg 浓缩液可发黑标准件 300kg	1kg 浓缩液可发黑标准件 200kg
8	消耗价格	2.0 ~2.4 万元/t	2.5 ~3.28 万元/t
9	发黑成本（利用余热）	是老式碱性发黑成本 32.46%	是老式碱性发黑成本 39.61%
10	发黑液储存	可长期储存，有效期不少于两年，无分层	储存在 40℃以下阴凉处一年，有分层现象

（1）BFH 发黑液的配制　配制前用约 w（Na_2CO_3）=5% 水溶液清洗发黑槽，除去所有污物及机械杂质。

将浓缩液按比例倒入干净的发黑槽，然后添加自来水并进行搅拌，直到获得浓度为 10% 左右的发黑液，一般不能低于 3%，但最高不能超过 10%。

浓度检查是用 WY7-32 型折光仪，在自来水作为参比液的情况下，BFH 折射系数为 1.0。发黑剂使用温度 50 ~70℃，当发黑件温度为上限时，发黑液温度取下限值，反之取上限值。发黑剂的保养应经常检查浓度，保证合理配比严禁杂质混入；及时清除发黑液上的漂浮物；连续使用半年后应清除发黑槽底的沉积物。

（2）发黑工艺

工艺流程：前处理→回火（或直接加热）→发黑→包装。

加热温度一般控制在 250 ~550℃之间，最好控制在 400 ~550℃之间，大件取下限，小件取上限；对有硬度要求的工件，按工艺规程要求加热，加热时间不小于 30min。发黑时间以被发黑件出水温度不高于 70℃为准，但也不宜过低。

8. 无污染的发蓝工艺

将待发蓝的工件放入炉内（250 ~550℃），根据炉内工件尺寸及数量决定停

留时间，待工件呈金黄色-微蓝色，取出直接入发蓝槽内，140℃ ±5℃。槽液成分 NaOH >50g/L，$NaNO_3$80g/L，Zn（NO_3）$_2$8g/L，$NaNO_2$100g/L，3 ~5min，然后冷水冲洗 2min，90℃30% 肥皂水钝化，再浸油。

采用购买 TG-463 发蓝配制液时，须将容器内发黑剂搅动均匀，使其成为具有乳化、分散、清洗、除锈的功能。可将回火后的工件利用其余热直接入发蓝槽，然后烘干（≈120℃），空冷即可。

9. JH-160、JH-350 型钢铁发黑工艺

JH 钢铁发黑液是山西河津县津津试验化工厂生产的黑色浓稠状水溶性乳化液。

发黑原液与水的质量比为 JH-160 型 1∶7.5，JH-350 型 1∶18。在配制发黑液时，应先搅拌包装桶中的原液，再按比例缓慢加入发黑槽中，在配制时应不断搅拌，使发黑原液与水充分混合。

使用 JH 钢铁发黑液时，切勿使酸、碱、盐和油混入发黑液中。另外发黑液温度必须保证在 60℃以下，故发黑槽应配置水冷却系统。

JH-160 型发黑剂适用于 160 ~350℃回火的钢铁工件；而 JH-350 型发黑剂适用高于 350℃回火的钢铁工件。一些调质后需要精加工再发黑的 45 钢工件，采用 360 ~380℃ ×20min 加热，工件出炉后直接淬入发黑液中移动 20 ~30s，空气中干燥即完成发黑，工件表面呈深黑色，且有光泽。

10. 钢铁常温发黑工艺

常温发黑剂的基础配方：$HNO_3$8 ~10mL/L，$H_2SeO_3$14 ~15mL/L，$CuSO_4 \cdot 5H_2O$　10 ~12mL/L，C_6H_4（OH）$_2$　5 ~6mL/L，添加剂 12 ~15g/L。

配制时，先配制容积的 1/3，将 HNO_3、H_2SeO_3 按确定用量比加入，混合搅拌均匀。分别使 $CuSO_4 \cdot 5H_2O$、C_6H_4（OH）$_2$ 和添加剂按比例加水溶解，使溶液混合并补充加水至规定容积，经充分搅拌均匀，静置备用。

新配制的发黑液色泽呈蓝绿色，经充分反应后呈绿色透明状液体，pH 值 2 ~2.5；酸度 12 ~15，游离酸度 4 ~6。

常温发黑工艺流程：脱脂→水洗→酸洗→水洗→发黑→空气氧化→水洗→脱水→浸油。

发黑液的配制一般为原液∶水 =1∶3 ~5（体积比），合金钢取上限，碳钢、铸钢取下限。

新配制的溶液经试件生产，取样检验合格后，方可进行发黑处理。

发黑槽为聚氯乙烯、聚丙烯塑料或玻璃钢制品。

浸液处理 8 ~10min，工件之间保持一定距离，上下抖动，使之与液体均匀接触。经浸液处理，零件表面很快生成一层黑色网孔状氧化膜，其膜层较薄，需在空气中氧化 2 ~5min。

1kg原液可加工30～45kg零件，较碱性发黑工艺大大降低了能耗，成本节约30.7%。

1）碱性氧化法“发蓝”药液

①　配方：硝酸钠50～100g、氢氧化钠600～700g、亚硝酸钠100～200g、水1000g。

②　制法：按配方计量后，在搅拌条件下，依次把各料加入其中，溶解，混合均匀即可。

③　说明：

a. 金属表面务必洗净和干燥以后，才能进行“发蓝”处理。

b. 金属工件进行“发蓝”处理条件与金属中的碳含量有关，“发蓝”药液温度及金属工件在其中的处理时间可参考表27-3。

表27-3　“发蓝”药液温度及金属器件的发蓝处理时间

金属中碳的质量分数（%）	工作温度/℃		处理时间/min
	开始	终止	
>0.7	135～137	143	10～30
0.5～0.7	135～140	150	30～50
<0.4	142～145	153～155	40～60
合金钢	142～145	153～155	60～90

c. 每隔一星期左右按期分析溶液中硝酸钠、亚硝酸钠和氢氧化钠的含量，以便及时补充有关成分。一般使用半年后就应更换全部溶液。

d. 金属“发蓝”处理后，最好用热肥皂水漂洗数分钟，再用冷水冲洗。然后，又用热水冲洗、吹干。

2）酸性氧化法“发蓝”药液

①　配方：磷酸3～10g、硝酸钙80～100g、过氧化锰10～15g、水1000g。

②　制法：按配方计量后，在不断搅拌的条件下，依次把磷酸、过氧化锰和硝酸钙加入其中，溶解，混合均匀即可。

③　说明：

a. 金属器件先经洗净和干燥后才能进行“发蓝”处理。

b. 此法所得保护膜呈黑色，其主要成分是由磷酸钙和铁的氧化物所组成，其耐蚀性和机械强度均超过碱性氧化法所得的保护膜。

c. “发蓝”工作温度为100℃，处理时间为40～45min。在处理碳素钢时，药液中磷酸含量控制在3～5g/L；处理合金钢或铸钢时，磷酸含量控制在5～10g/L。应注意定期分析药液磷酸的含量。

d. “发蓝”处理后金属器件的清洗方法同上。

27.2　磷化处理

钢铁零件在含有磷酸溶液中进行化学处理，使钢铁表面生成一层难溶于水的保护膜的过程，叫做磷化处理。它主要有以下特点：

磷化膜由一系列大小不同的晶体组成，在晶体的连接点上将会形成细小裂缝的多孔结构，这种多孔晶体结构，使钢铁件表面的耐磨性、吸附性及减摩性能得以改善。

磷化膜表面呈灰色或暗灰色，磷化膜厚度一般在 1 ~ 50μm。磷化膜经填充、上油或涂漆处理，在大气条件下具有较好的耐蚀性，膜层的吸附能力强；磷化膜具有较高的电绝缘性；磷化膜有很好的润滑性能，能在钢铁的内表面及形状复杂的钢铁表面上获得保护膜。渗氮零件表面可以用磷化膜保护，膜层硬度和机械强度低，有一定的脆性。

磷化处理后，其基体金属的硬度、磁性等均保持不变，但对高强度钢（σ_b > 1000MPa）在磷化处理后必须进行去氢处理（温度 130 ~ 200℃，时间 1 ~ 4h）。

钢铁磷化的用途：耐蚀保护用磷化膜（防护用磷化膜、油漆底层用磷化膜），冷加工润滑用磷化膜，减摩用磷化膜及电绝缘用磷化膜。

磷化处理主要施工方法有三种：浸渍法、喷淋法或喷淋浸渍组合法。

1. 磷化工艺处理过程

化学脱脂→热水洗→冷水洗→酸洗→冷水洗→磷化处理→冷水洗→磷化后处理→冷水洗→去离子水洗→干燥。

为使磷化膜结晶细化致密，可在磷化前增加表面调整工序，一般可用钛盐溶液作为表面调整剂。

（1）化学脱脂　氢氧化钠 60 ~ 100g/L，碳酸钠 30 ~ 60g/L，磷酸三钠 40 ~ 50g/L，水玻璃 10 ~ 20g/L，温度 90 ~ 100℃，时间 10 ~ 15min。

也可采用 8080 清洗剂，温度 30 ~ 60℃，浓度 10%，时间 10 ~ 15min。

（2）酸洗　18% ~ 24% 硫酸，温度 50 ~ 70℃，时间 5 ~ 10min。

2. 常温磷化工艺

在常温 25 ~ 35℃ 下进行磷化处理，溶液的游离酸度与总酸度比值一般为 1:(20 ~ 30)，其优点是不需要加热，药品消耗少，溶液稳定，缺点是有些配方处理时间较长。其成分与工艺条件见表 27-4。

3. 中温磷化工艺

通常是在 50 ~ 70℃ 进行磷化，溶液的游离酸度与总酸度比值一般为 1:(10 ~ 15)，处理时间为 5 ~ 15min，其游离酸度比较稳定，磷化时间短，生产效率高，磷化膜耐蚀性与高温磷化相同。其成分与工艺条件见表 27-5。

表 27-4 常温磷化处理溶液成分及工艺条件 （单位：g/L）

溶液组成及工艺条件	配方 1	配方 2	配方 3	配方 4	配方 5	配方 6
磷酸二氢锌 [$Zn(H_2PO_4)_2 \cdot 2H_2O$]	60～70	50～70			磷酸锰铁盐 30～40	30～35
硝酸锌 [$Zn(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$]	60～80	80～100			140～160	60～80
亚硝酸钠（$NaNO_2$）		0.2～1.0				$H_2NO_3$4～5
氟化钠（NaF）	3.0～4.5				2～5	磷酸 1
氧化锌（ZnO）	4～8			$Na_2NO_3$2.8		8～15
BONDERTTE339 浓缩磷化液				55mL/L		
BONDERTTE399STARTER				23mL/L		
842A 磷化浓缩液			50mL/L			
842B 磷化浓缩液			20mL/L			
游离酸度/点	3～4	4～6	1.5～3	0.7～1.0	3.5～5.0	0.8～1.9
总酸度/点	70～90	75～95	25～35	25	85～100	40～60
温度/℃	25～30	20～35	15～25	25～35	室温	18～32
时间/min	30～40	20～40	10～20	1.5～2.0	30～45	20～30

表 27-5 中温磷化处理溶液成分及工艺条件 （单位：g/L）

溶液成分及工艺条件	配方 1	配方 2	配方 3	配方 4	配方 5	配方 6	配方 7	配方 8
磷酸锰铁盐（马日夫盐）	30～35		30～45	30～35				25～30
磷酸二氢锌 [$Zn(H_2PO_4)_2 \cdot 2H_2O$]		30～40						
硝酸锌 [$Zn(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$]	80～100	80～100	80～100	80～100	$NaNO_2$0.3	36～40	36～40	80～90
磷酸（H_3PO_4）					35～45	25	25	10～15
硝酸锰			20～30		$MnCO_3$ 10～20	$MnCO_3$8	$MnCO_3$8	$MnCO_3$ 3～5
游离酸度/点	5～7	5.0～7.5	6～9	5.0～7.0	8～10	7～9	11.7	8～11
总酸度/点	50～80	60～80	85～110	50～70	90～95	80～95	88.1	80～100
温度/℃	50～70	60～70	55～70	60～70	75	63～65	74	65～75
时间/min	10～15	10～15	10～15	10～15	12	3～5	10	13

合金铸铁耐磨防锈磷化采用表 27-5 中配方 5 为宜；高磷灰铸铁零件磷化采用配方 6 为宜；45 钢零件采用配方 7 为宜；激光热处理前的预处理磷化采用配方 8 为宜。配方 1 ~4 为常用磷化。

4. 高温磷化工艺

高温磷化工艺通常是在 90 ~98℃温度下，溶液的游离酸度与总酸度比值一般为 1:(7 ~8)，处理时间为 10 ~20min。其优点是磷化膜的耐蚀性较高，结合力好。缺点是槽液加温时间长，溶液挥发大，游离酸度不稳定，结晶粗细不均匀。其成分与工艺条件见表 27-6。

表 27-6　高温磷化处理溶液成分及工艺条件　　（单位：g/L）

溶液成分及工艺条件	配方 1	配方 2	配方 3	配方 4	配方 5
磷酸锰铁盐（马日夫盐）	30 ~40		30 ~35	28 ~36	35 ~45
磷酸二氢锌 [$Zn(H_2PO_4)_2 \cdot 2H_2O$]		30 ~40		H_3PO_4 9.5 ~13.5	
硝酸锌 [$Zn(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$]		55 ~65	55 ~65	42 ~56	$NaNO_3$ 3 ~4
硝酸锰	15 ~25				
游离酸度/点	3.5 ~5.0	6 ~9	5 ~8	10 ~14	2.7 ~3.2
总酸度/点	35 ~50	40 ~58	40 ~60	60 ~80	19 ~21
温度/℃	94 ~98	90 ~95	90 ~98	92 ~98	82 ~85
时间/min	15 ~20	8 ~15	15 ~20	10 ~15	1.2 ~1.5

配方 5 适合于 GCr15 钢零件耐磨磷化。

5. 磷化溶液的配制和调整

（1）磷化液的配制　磷酸锌型的磷化处理液采用直接配制法。

如用磷酸二氧锌为原料，应按配方计算分组分的用量，将磷酸二氧锌和硝酸锌分别用少量水调和，将调成糊状的磷酸二氧锌在不断搅拌下溶入 40 ~50℃的稀磷酸溶液中，然后将硝酸锌等组分溶入，最后加入余量的水。也可用氧化锌作原料直接配制，先用水将氧化锌调成糊状，在不断搅拌下缓慢加入同容量的稀硫酸中制成磷酸二氧锌，然后再加入硝酸锌等其他组分，最后加入余量的水。

配制磷酸锰铁处理液时，可将计算用量的磷酸锰铁盐单独溶于 60 ~70℃的温水中，水量为总体积的 1/2，加热到 80℃保持 10min 以上待溶液澄清后，将澄清液移入磷化槽内，再加入余量水。

（2）磷化液的调整

总酸度：取 10mL 溶液滴入 5 ~6 滴酚酞指示剂，用 0.2mL 的氢氧化钠标准溶液滴定，当出现粉红色时，氢氧化钠溶液消耗的毫升数，即为总酸度的点数。总酸度一般应保持在 100 点以下。

游离酸度：取 2mL 溶液，滴入 4～5 滴甲基橙，用 0.1mol 的氢氧化钠标准液滴定，当红色消失时，氢氧化钠标准液消耗的毫升数，即为游离酸度的点数。游离酸度的点数一般应在 5～10 点，游离酸度与总酸度比值应保持在 1∶(10～15)。

添加剂（亚硝酸钠）：取 25mL 溶液滴入 10～20 滴硫酸，用 0.042mol 的高锰酸钾溶液滴定，当出现红色至少维持 10s 时，此时高锰酸钾溶液消耗的毫升数即为添加剂点数。

当酸度降低时，可加入硝酸锌，每加入 20g/L 总酸度约升高 10 点；如总酸度高时加水。

游离酸度偏低时加入磷酸即可。当加入磷酸锰铁或磷酸二氧锌 5～6g/L 时游离酸度升高 1 点，总酸度升高 5 点。偏高时加入水稀释或加适量的碳酸锰即可降低，加入氧化锌 0.5g/L 游离酸度可降低 1 点。

锰离子过低时应加入适量的碳酸盐。

新配制的磷化液中由于缺少铁离子而不易生成磷化膜，可用清洁的废钢放入磷化液池中进行长时间磷化，使它产生亚铁离子，以增加溶液中的［Fe］量，一般亚铁离子应保持在 0.8～2g/L 为好，但经长时间使用的磷化液其［Fe］量太多，会使磷化膜晶体粗大影响磷化膜质量，此时可加入适量的双氧水消除，加入量按 1g 双氧水（30%溶液）降低 1g 铁计算，然后按双氧水与水 1∶(6～8）的比值稀释，慢慢加入搅拌均匀，使溶液澄清后再投入生产。

在磷酸二氢锌为主的磷化液中，金属离子浓度之比为 $Zn^{2+}:Fe^{2+}=7:3$；在以磷酸二氢锰为主的磷化液中，金属离子浓度之比为 $Mn^{2+}:Fe^{2+}=9:1$。一般锌、锰离子应保持在 $Zn^{2+}:Mn^{2+}=1.5:1$ 或 2∶1 的范围为宜。

磷化液中硫酸含量不超过 3g/L，盐酸含量不超过 5g/L，否则会影响磷酸膜的防锈能力。

以锌锰为主的热磷化液的 pH 值通常在 2～3 之间；以磷酸二氢锌为主的磷化液的 pH 值通常在 3.0～5.5 之间；低温磷化液的 pH 值在 2.0～4.5 之间。

6. 磷化后处理

磷化后可根据工件的用途进行后处理。磷化膜层处理成分与工艺条件见表 27-7。

7. 磷化膜质量检验

（1）外观检验　用肉眼观察制件上的磷化膜，应为连续、均匀且致密的晶体结构，呈灰色或者黑灰色，表面上不应留有未磷化的残余空白或锈迹。

（2）耐蚀性检查

浸入法：将磷化后的样板浸入质量分数为 3% 的氯化钠溶液中经 2h 取出，表面无锈蚀为合格。出现锈蚀时间越长，表面磷化膜的耐蚀性越好。

表 27-7 磷化膜后处理溶液成分及工艺条件 （单位：g/L）

溶液成分及工艺条件	配方 1	配方 2	配方 3	配方 4	配方 5
重铬酸钾（$K_2Cr_2O_7$）	60～80	50～80			
铬酐（CrO_3）			1～3		
碳酸钠（Na_2CO_3）	4～6				
肥皂				30～35	
锭子油或防锈油					100%
温度/℃	80～85	70～80	70～95	80～90	105～110
时间/min	5～10	8～12	3～6	3～5	5～10

点滴法：点滴法所用的试剂组成为：0.25mol/L $CuSO_4 \cdot 5H_2O$ 溶液 40mL；10% NaCl 溶液 20mL；0.1mol/L HCl 溶液 0.8mL。

将试剂点在磷化膜上，观察其变色时间，厚磷化膜大于 2min；薄磷化膜大于 1min。

（3）厚度和重量检查 磷化膜厚度检查可采用非磁性测厚仪，也可用横向切片。在精度为 0.3μm 的显微镜下测出磷化膜的厚度。磷化膜的重量测量是将样板上磷化膜剥除前后测量，用精度为 0.1mg 的分析天平测量，按样板面积，计算磷化膜的单位面积重量。重复以上检查，取测量结果的平均值。

磷化不合格的零件，可在酸洗溶液里酸洗 1～1.5min 即可取出。经水洗及中和后可重新磷化。

8. 磷化时常见的缺陷、产生原因及排除方法

磷化时常见的缺陷、产生原因及排除方法详见表 27-8。

表 27-8 磷化时常见的缺陷、产生原因及排除方法

序号	缺陷特征	产生原因	排除方法
1	磷化膜不能形成	1）零件表面有加工硬化层 2）溶液里硫酸根含量增高 3）磷化溶液里掺入杂质 4）五氧化二磷含量过低	1）用强酸腐蚀表面，使其露出金属晶粒 2）用碳酸钡处理硫酸根 3）应更换磷化溶液 4）补充磷酸盐
2	磷化膜有空白片	1）硝酸根不足 2）五氧化二磷过低 3）温度太低 4）硫酸亚铁盐增多	1）添加硝酸锌 2）添加磷酸盐 3）升高溶液温度 4）应更换硫酸溶液
3	磷化零件有黄白色沉淀物，组合件铆合处生锈	1）溶液中有沉淀物 2）硝酸根不足 3）磷酸溶液没有冲洗剂	1）捞取槽里沉淀物 2）补充硝酸锌 3）在酸溶液里除去磷化膜，重新磷化

（续）

序号	缺陷特征	产生原因	排除方法
4	磷化膜耐蚀性下降和生黄锈	1）磷化膜结晶粗大或过细 2）磷化零件表面有残酸 3）金属过腐蚀 4）游离酸度过高 5）磷化溶液磷酸盐缺少	1）调整游离酸度与总酸度的比值 2）加强磷化前的中和与酸洗 3）控制磷化反复次数 4）补充硝酸锌 5）补充磷酸盐
5	磷酸膜很薄、结晶过细	1）磷化时间不够 2）亚铁含量过低 3）总酸度过高 4）零件表面有硬化层 5）温度太低	1）延长磷化时间 2）补充磷酸二氢铁 3）加水稀释溶液或加磷酸盐，调好酸的比值 4）用强酸腐蚀表面或喷砂除去表面硬化层 5）升高温度
6	磷化膜结晶粗大	1）亚铁离子含量过多 2）零件表面带有残酸 3）溶液里硝酸根不足 4）溶液里硫酸根含量增高 5）零件表面过腐蚀	1）用压缩空气搅拌或用双氧水降铁，升高温度 2）加强中和或水洗 3）添加硝酸锌 4）用碳酸钼处理硫酸根 5）控制酸的浓度和时间
7	磷化层发花不均	1）脱脂不净，磷化温度太低 2）表面有钝化状态	1）加强除油调整温度 2）加强酸洗 3）调整酸的浓度使表面露出金属晶粒
8	磷化膜发红，抗蚀能力下降	1）酸洗溶液里铁渣附在表面 2）铜离子渗入磷化溶液	1）更换酸洗溶液 2）注意不用铜的挂具
9	磷化膜经冷挤压后有漏钢，挂黑迹	1）零件表面半磷化的颗粒状态（黑迹） 2）因零件与零件隔间没有酸洗净	1）冷挤压后用热法清洗零件表面 2）加强酸洗，摆动吊篮，使隔间氧化皮洗掉
10	冷挤压后磷化膜产生条状脱落	1）肥皂溶液里有杂质 2）皂化前零件表面有杂质和沉淀物	1）清理或换掉肥皂溶液 2）在酸溶液里除磷化膜，重新磷化

第 28 章　工程材料的选用

掌握各种工程材料的特性，正确地选择和使用材料，并能初步分析机器及零件使用过程中出现的各种材料问题，是对从事机械设计与制造的工程技术人员的基本要求，因为机器零件的设计不单是结构设计，还应该包括材料与工艺的设计。

许多机械工程师把选材看成一种简单而不太重要的任务，当碰到零件选材问题时，他们一般都是参考相同零件或类似零件的用材方案，选择一种传统上使用的材料（这种方法称为经验选材法）；当无先例可循，同时对材料的性能（如耐蚀性能等）又无特殊要求时，他们仅仅根据简单的计算和手册提供的数据，信手选定一种较万能的材料，例如 45 钢。这种简单化的处理方法已日益暴露出种种缺点，并证明是许多重大质量事故的根源。所以，选材正在逐渐变成一种严格地建立在试验与分析基础上的科学方法。掌握这种选材方法的要领，了解正确选材过程，显然具有很大的实际价值。

在机械制造业中，新设计的机械产品中的每一个机械零件或工程构件、工艺装备和非标准设备，机械产品的改型，机械产品中某些零件需要更换材料，进口设备中某些零配件需用国产零配件代用等，都会遇到材料的选用。一般机械零件，在设计和选材时，大多以使用性能指标作为主要依据，而对机械零件起主导作用的力学性能指标，则是根据零件的工作条件和失效形式提出的。

28.1　机械工程材料热处理工艺性试验

由于热处理工艺的多样性，测定材料或零件在热处理工艺过程中获得预期热处理效果的难易程度的工艺性能试验，不可能用单一的性能指标来表征和评定。常见的热处理工艺性能有淬透性、晶粒长大倾向、淬裂敏感性、脱碳敏感性、回火脆性等。

1. 淬透性

淬透性表示钢在淬火时整个截面被淬硬的深浅程度，一般用钢在淬火时能够在整个圆柱截面上淬硬的最大临界直径表示。最常用的淬透性标准试验方法为端淬试验法。采用这种方法时，将规定尺寸的试样加热到淬火温度，然后在试验机上一端喷水冷却，试样完全冷却后测定沿其整个高度上的表层硬度分布，以端面至淬硬到规定硬度值的距离表征。

2. 晶粒长大倾向

晶粒长大倾向或称过热敏感性，指金属在加热过程中晶粒粗化倾向的大小。一般测定不同温度时金属的晶粒度，以晶粒开始急剧长大时的温度来衡量晶粒长大倾向。

3. 淬裂敏感性

金属在淬火时产生裂纹的倾向。没有统一的标准评定方法，一般用一定形状的试样经不同冷却能力的冷却介质淬火后，统计出现裂纹的多少来进行相对比较。

4. 脱碳敏感性

钢在加热和保温过程中表层的碳逸出氧化的倾向。一般将试样在相应的加热环境下保持一定时间后，用金相法或剥层分析法测定脱碳层的深浅来评定。这对轴承、刀具、模具、弹簧等用钢是一个很重要的指标。

5. 回火脆性倾向

淬火钢在400～600℃温度区间回火时的脆化现象，也称可逆回火脆性。一般用钢在回火后慢冷状态下和水冷状态下的冲击韧度比值大小来衡量，也可以用回火后快冷和慢冷两种不同状态下钢的脆性转折温度的变化大小来衡量。

28.2 热处理工艺缺陷与零件结构

28.2.1 热处理工艺缺陷及其防止措施

钢的热处理缺陷通常有硬度不高、硬度分布不均匀、变形与开裂等。

1. 硬度不足或出现软点

经淬火后零件硬度偏低和出现软点的主要原因是：

1）亚共析钢加热温度低或保温时间不充分，淬火组织中有残留铁素体。

2）加热过程中钢件表面发生氧化、脱碳，淬火后局部生成非马氏体组织。

3）淬火时，冷却速度不足或冷却不均匀，未全部得到马氏体组织。

4）淬火介质不清洁，工作表面不干净，影响了工件的冷却速度，致使未能全部淬硬。

正常情况下的材质及零件截面尺寸，为防止淬火后零件硬度偏低最重要的是防止加热时零件表面脱碳，其中最有效的办法是采用盐浴或可控气氛或真空加热。若在一般空气电阻炉中加热，在确保零件烧透及组织转变的前提下力求尽量缩短加热时间。

2. 零件变形与开裂

淬火工艺过程中零件出现变形是必然的，但零件出现表面裂纹导致表面或

整体开裂是不允许的，一般作为废品处理（高碳钢淬火零件内部出现微裂纹，经回火后能消除的除外）。

（1）引起变形和开裂的原因　在淬火加热时，由于零件热应力以及高温时材料强度降低，延展性增加会导致变形。对合金钢而言，由于其导热性较差，若加热速度太快，不仅零件变形大，甚至有开裂的危险。在冷却过程中由于热应力与组织应力的共同作用，零件常出现变形，有的甚至出现表面裂纹。热应力是在加热或冷却过程中，零件由表面至心部各层的加热或冷却速度不一样造成的。淬火冷却过程中零件表面存在的组织应力通常为拉应力，所以其危害性最大，它是在冷却过程中零件由表层至心部各层奥氏体转变为马氏体先后不一样造成的。零件淬火后出现变形、开裂，热处理工艺不当是重要因素。如加热温度过高造成奥氏体晶粒粗大，合金钢加热速度快造成热应力加大，加热时工件氧化、脱碳严重，以及冷却介质选择不当，工件入冷却介质的方式不当等诸因素，都会导致工件变形甚至开裂。但是在正常淬火工艺下，首先要从材质本身及前工序冷热加工中寻找原因，诸如钢材内在夹杂物含量、化学成分、异常组织等超过标准要求，淬火之前工件表面存在裂纹、有深的加工刀痕，以及零件形状分布不合理等因素都会导致淬火过程中零件变形甚至开裂。

（2）防止淬火工艺过程零件变形、开裂的措施

1）正确选材和合理设计。对于形状复杂、截面变化大的零件，应选用淬透性好的钢材，以便采用较缓和的淬火冷却方式。在零件结构设计中，应注意热处理结构工艺性。

2）淬火前进行相应的退火或正火，以细化晶粒并使组织均匀化，减少淬火内应力。

3）严格控制淬火加热温度，防止过热缺陷，同时也可减少淬火时的热应力。

4）采用适当的冷却方法，如双液淬火、马氏体分级淬火或贝氏体等温淬火等。淬火时尽可能使零件均匀冷却，对厚薄不均匀的零件，应先将厚大部分淬入介质中。薄件、细长杆和复杂件，可采用夹具或专用淬火压床控制淬火时的变形。

5）淬火后应立即回火，以消除应力，降低工件的脆性。

28.2.2　热处理件结构工艺性

在实际生产中，设计人员有时只注意到如何使零件的结构、形状及尺寸适合部件机构的需要，而往往忽视了零件在热处理过程中因其结构和加工工艺不合理给热处理工序带来的不便，以致引起淬火变形甚至开裂，使零件报废。因此，在机械设计时，必须充分考虑淬火零件的结构、形状及各部分的尺寸以及加工工艺与热处理工艺性的关系。

1）在设计淬火零件的结构、形状及尺寸时，应掌握以下原则：

在零件设计过程中，要在尖角、棱角地方倒角，如图28-1所示。因为尖角、棱角部分是淬火时应力最为集中地方，往往成为淬火裂纹的起点。

设计时要避免厚薄悬殊，如图28-2所示，使淬火后薄处变形直径增大；设计时还要考虑零件对称，如图28-3所示零件形状不对称，淬火后零件椭圆度变大，为此开一个工艺孔可减少椭圆度。

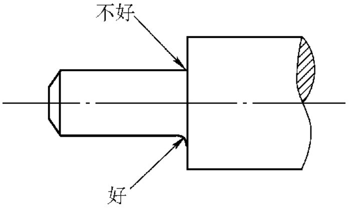


图28-1　尖角、棱角部分应尽量避免

2）在选择材质时，严格按标准取用钢材，特别要注意其中的化学成分以及硫、磷含量、非金属夹杂等级是否符合标准。

3）合理安排加工工艺路线，通过淬火前的热处理（退火、正火等）将组织调整到正常组织，内应力予以消除，特别要使组织细化。

4）前序的冷加工及热加工不要留下表面及内部裂纹及深的刀痕。

5）淬火前工件予留足够的加工余量。一定材质、一定形状的零件在一定的淬火加热工艺下变形是有一定规律的。零件淬火变形后可通过机械方法校直，减少变形量，但仍恢复不到要求的公差，因此，需要通过切削或磨削的办法消除变形，为此淬火之前必须留足加工余量。

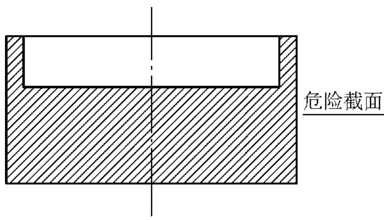


图28-2　零件存在危险截面应加厚薄壁

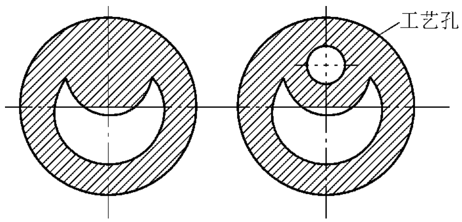


图28-3　开工艺孔避免淬火变形、开裂

28.2.3　热处理工艺应用分析

长期以来钢铁制品失效主要有两种方式：一是磨损使零件超越公差范围，另一种是腐蚀使零件烂掉。这里主要介绍提高零件抗磨损能力的热处理强化方法，主要有：

1）高碳钢进行淬火，如多数刀具、冷作模具。

2）中碳钢的表面加热淬火并低温回火，适合于轴类及部分齿轮零件。

3）低碳钢（包括低碳合金钢）的渗碳或碳氮共渗再淬火并低温回火；另一类是形成碳、氮、硼化合物层，例如渗氮、渗硼、渗铬、渗钒等。

例 1：某机车柴油机曲轴选用 42CrMo 钢制造，制作工艺如下：

下料→锻造成毛坯→退火→粗车机械加工→调质→精加工→高频感应淬火→低温回火→研磨→入库。

曲轴制作过程中有两道中间热处理工序，锻造之后毛坯件退火采用完全退火，目的是消除锻造应力，均匀成分，消除带状组织，细化晶粒，调整硬度以便切削；精加工之前的调质热处理只能安排在粗加工之后，绝不能安排在粗加工之前，否则达不到调质目的。这里的调质有两个重要目的：其一是赋给曲轴较好的综合力学性能，这个目的在后面的高频感应淬火达不到；其二是调整好表层组织，为高频感应淬火作组织准备。高频感应加热淬火并低温回火，属于最终热处理，赋给曲轴的抗磨损性能。

例 2：某汽车齿轮采用 20CrMnTi 钢制造，其制造工艺如下：

下料→锻造成形→退火→粗车并铣齿成形→精铣齿轮→渗碳淬火低温回火→研磨→入库。

退火是中间热处理，目的是降低锻造应力、锻造硬化，细火晶粒，均匀化学成分。渗碳淬水并低温回火是最终热处理，目的是增强齿轮的抗磨损性能。

防止零件腐蚀是一项长期的工作。渗氮、渗硼、渗铬、渗钒、渗铝都会不同程度增强钢铁制品的抗大气腐蚀能力。一般钢进行发蓝时表面形成一层 Fe_3O_4 为主的膜，具有较弱的耐蚀性，但比碳氮共渗、渗氮的耐蚀性差。经渗硼、渗铬、渗铝后钢铁制品有更强的耐蚀性。工业的发展给空气带来的酸度升高，形成酸雨使金属的腐蚀加剧，试验表明常用于工业中的镀锌防护层对酸雨的耐蚀性很弱，防酸雨对金属的腐蚀成为当代研究的重要课题。

28.3　零件的失效形式与提高材料性能的途径

28.3.1　零件的失效与失效分析

零件在工作过程中最终都要发生失效。所谓失效是指：

1）零件完全破坏，不能继续工作。

2）严重损伤，继续工作很不安全。

3）虽能安全工作，但已不能满意地起到预定作用。

只要发生上述三种情况中的任何一种，都认为零件已经失效。

失效分析的目的就是要找出零件损伤的原因，并提出相应地改进措施。现代工业中零件的工作条件日益苛刻，对零件的可靠性提出了越来越高的要求。另外，从经济性考虑，也要求不断提高零件的寿命。这些都使得失效分析变得越来越重要。失效分析的结果对于零件的设计、选材、加工以至使用，都有很

大的指导意义。

28.3.2 零件失效的原因

零件的失效可以由多种原因引起，大体上可分为设计、材料、加工和安装使用四个方面，图28-4是导致零件失效的主要原因示意图。

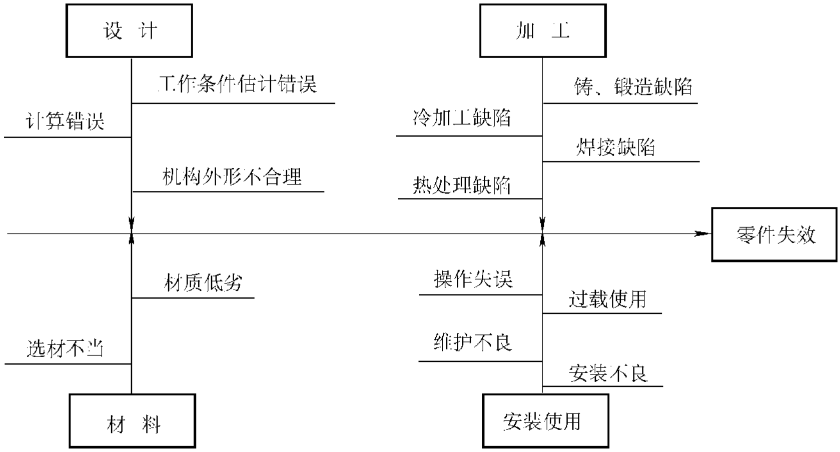


图28-4 导致零件失效的主要原因示意图

1. 设计与失效

设计上导致零件失效的最常见原因是结构或形状不合理，即在零件的高应力处存在明显的应力集中源，如各种尖角、缺口、过小的过渡圆角等。另一种原因是对零件的工作条件估计错误，如对工作中可能的过载估计不足，因而所设计零件的承载能力不够。发生这类失效的原因在于设计，但可通过选材来避免，特别是当零件的结构与几何尺寸基本固定而难以作较大的改动时，就是如此来处理问题的。现在很少发生由于计算错误造成的设计事故。

2. 材料与失效

选材不当是从材料方面导致失效的主要原因。问题出在材料上，但责任在设计者身上。最常见的情况是，设计者仅根据材料的常规性能指标作出决定，而这些指标根本不能反映材料对所发生的那种类型失效的抗力；另一种情况是，尽管预先对零件的失效形式有较准确的估计，并提出了相应的性能指标作为选材的依据，但由于考虑到其他因素（如经济性、加工性能等），使得所选材料的性能数据不合要求，因而导致了失效。材料本身的缺陷也是导致零件失效的一个重要原因，常见的缺陷是夹杂物过多、过大，杂质元素太多，或者有夹层、折叠等宏观缺陷。因此，对原材料加强检验是非常重要的步骤。

3. 加工与失效

零件加工成形过程中，由于加工工艺不良，也会造成各种缺陷。例如锻造不良可造成带状组织、过热或过烧现象等；冷加工不良时表面粗糙度太差，产生过深的刀痕、磨削裂纹等；热处理不良可能造成过热、脱碳、淬火裂纹、回火不足等；这些都可导致零件的失效。

加工不良造成的缺陷，尤其是热处理时产生的缺陷，与零件的设计有很大关系。零件的外形和结构设计不合理，会大大增加热处理缺陷发生的可能性。

若零件热处理后残留有较大的内应力，甚至有难以检查出来裂纹时，使用中必定会造成严重损坏。

4. 安装使用与失效

零件安装时配合过紧、过松、对中不准、固定不紧等均可造成失效或事故。在制造生产管理比较严格的情况下，使用不当常可成为零件损坏的主要原因。对机器的维护保养不好，没有遵守操作规程及工作时有较大幅度地过载等也可以造成零件失效。

28. 3. 3　零件失效的形式

零件在工作时的受力情况一般比较复杂，往往承受多种应力的复合作用，因而造成零件的不同失效形式。零件的失效形式有超量变形、断裂和表面损伤三大类型，如图 28-5 所示。

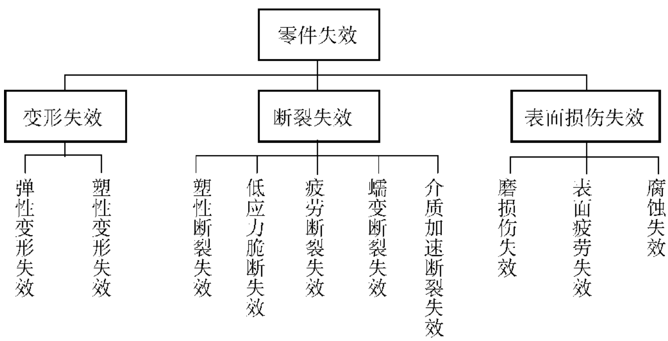


图 28-5　零件失效形式的分类

实际零件在工作中往往不只是一种失效方式起作用。例如，一个齿轮，齿面之间的摩擦导致表面磨损失效，而齿根可能产生疲劳断裂失效，两种方式同时起作用。一般来说，造成一个零件失效时总是一种方式起主导作用，很少有两种方式同时都使零件失效。失效分析的目的实际上就是要找出主要的失效形式。另外，各类基本失效方式可以互相组合，形成更复杂的复合失效方式，如腐蚀疲劳、蠕变疲劳、腐蚀磨损等。但它们在特点上都各自接近于其中某一种方式，而另一种方式是辅助的，因此，在分析时往往被归入主导方式一类中。

例如腐蚀疲劳，疲劳特征是主导因素，腐蚀是起辅助作用的，因此被归入疲劳一类进行分析。

28.3.4 失效分析的一般方法

正确的失效分析，是找出零件失效原因，解决零件失效问题的基础环节。机械零件的失效分析是一项综合性的技术工作，大致有如下程序：

1）尽量仔细地收集失效零件残骸，并拍照记录实况，确定重点分析的对象，样品应取自失效的发源部位，或能反映失效性质或特点的地方。

2）详细记录并整理失效零件的有关资料，如设计图样、实际加工情况及尺寸、使用情况等。根据这些资料全面地从设计、加工、使用各方面进行具体的分析。

3）对所选试样进行宏观（用肉眼或立体显微镜）及微观（用高倍的光学或电子显微镜）断口分析，以及必要的金相剖面分析，确定失效的发源点及失效的方式。

4）对失效样品进行性能测试、组织分析、化学分析和无损探伤，检验材料的性能指标是否合格，组织是否正常，成分是否符合要求，有无内部或表面缺陷等，全面收集各种必要的数据。

5）断裂力学分析。在某些情况下需要进行断裂力学计算，以便于确定失效的原因及提出改进措施。

6）综合各方面分析资料作出判断，确定失效的具体原因，提出改进措施，写出报告。

在失效分析中，有两项最重要的工作：一是收集失效零件的有关资料，这是判断失效原因的重要依据，必要时作断裂力学分析；二是根据宏观及微观的断口分析，确定失效发源地的性质及失效方式。

通过搜集到的信息，除可以告诉我们失效的精确位置和应该在该处测定哪些数据外，同时还对失效原因提供依据。例如，沿晶断裂应该是材料本身、加工工艺或介质作用的问题，与设计关系不大。

28.3.5 失效分析与选材

通过失效分析，可以了解材料的破坏方式，并作为选材的重要依据。从零件失效的角度看，选材时应考虑以下几个方面的问题：

1. 弹性变形失效与选材

从材料角度分析，控制弹性变形失效难易程度的指标是弹性模量。在容易发生弹性变形失效时，应选用具有高弹性模量的材料。而各类材料的弹性模量差别相当大，金刚石与各种碳化物、硼化物陶瓷的弹性模量最高，其次为氧化

物陶瓷与难熔金属，钢铁也具有较高的弹性模量，有色金属则要低一些，高分子材料的弹性模量最低。因此，在要求零件有较高刚度，而不得发生过大弹性变形时，不能用高分子材料。但是有些纤维复合材料具有相当大的弹性模量值，由于比重小，在许多特殊的场合（如飞行器结构）有很大用途。

2. 塑性变形失效与选材

决定塑性变形失效难易程度的指标是材料的屈服强度。在经典设计中，屈服强度是衡量材料承载能力的最重要指标，在很长一段时间内，获得高强度材料是材料学家和工程师的主要努力目标。从屈服强度的角度看，金刚石和各种碳化物、氧化物、氮化物陶瓷材料的屈服强度最高，但因为它们极脆，做拉伸试验时，在远未达到屈服应力下即已脆断，因此根本不能通过拉伸试验来测定其屈服强度。由于这种材料太脆，强度高的特点发挥不出来，因此不能作为高强结构材料。高强合金钢的强度仅次于陶瓷，最广泛地用于各种高强结构之中。一般来讲，塑料的强度很低，目前最高强度的塑料也超不过铝合金，因此在要求零件有高强度时，不能用塑料。

3. 脆性断裂失效与选材

描述材料脆性断裂难易程度的指标是冲击韧度、韧脆转变温度和断裂韧度。从韧性的角度考虑，韧性最好的是各种奥氏体钢，其次是合金低碳钢，铝合金韧性通常并不好，而铸铁的韧性通常很差，高碳工具钢和轴承钢韧性也不好，不能用来制造要求韧性较高的结构零件。

4. 疲劳断裂失效与选材

疲劳寿命分为低周疲劳与高周疲劳寿命两种。一般对于具有高频率交变载荷的构件，应选用高周疲劳寿命比较高的材料，如弹簧等。对于具有低频率交变载荷的构件，应选用低周疲劳寿命比较高的材料，如抗地震建筑材料。

5. 蠕变失效与选材

蠕变失效通常发生在高温下，所以抗蠕变失效的材料应是耐高温材料。选材时主要考虑材料的工作温度和工作应力，在较高应力和较低温度下，可选用各种耐热钢及高温合金。在较低应力和较高温度下，应选用高熔点材料，如难熔金属和陶瓷材料；对金属材料还应使其晶粒尽可能大，甚至采用单晶材料，晶界也应平行于受力方向排列。

6. 表面损伤失效与选材

对于在有摩擦应力存在的场合，应考虑表面损伤的影响。对于粘着磨损，所选材料应与和它配合工作的材料不属同类，而且摩擦因数尽可能小，同时，材料的硬度要高，材料最好有自润滑能力，或有利于保存润滑剂（如有孔隙等）。对于磨粒磨损，选用材料的硬度要高，材料组织中应含有较多的耐磨硬相，如白口铸铁耐磨粒磨损性能就较好。

28.4 工程材料的强度与强韧化

28.4.1 工程材料的强度

一般来说，工程材料的强度是材料失效抗力的综合表征，它与所有的力学性能指标，包括弹性、伸长率、硬度、冲击韧度等有关，也与材料在静、动载荷下对应力集中、尺寸效应、表面状态、温度、接触介质的敏感性有关。

在进行机械产品设计，选取工程材料强度指标时，应注意以下几个方面的问题：

1. 材料强度与零件强度的关系

机械零件的强度，一般表现为它的短时承载能力以及长期使用寿命，它是由许多因素确定的，其中结构因素、加工工艺因素和材料因素三方面起主要作用。使用因素对寿命也往往起很大作用。结构因素是指零件在整机中的作用，零件的形状和尺寸，以及与其他连接件的配合关系等。加工工艺因素是指全部加工工艺过程中对零件强度所产生的影响。材料因素是指材料的成分、组织与性能。这三个因素各自有独立的作用，又相互影响，在解决零件强度有关问题时必须综合考虑上述三方面因素。

2. 材料强度指标数据的条件性

在材料手册中给出的材料强度指标，一般都是在一定的条件下所测得的数据。在实际选用时，应注意其尺寸效应和条件性。例如，对于45钢调质状态标准拉伸试样，所测得的屈服强度为450MPa，但对于同一材料，尺寸为ϕ80mm的试件来说，其调质状态下的屈服强度远远低于450MPa。

3. 材料强度与零件失效方式的关系

材料强度问题就是研究抵抗零件失效的规律。零件失效的主要方式不同，所要求的失效抗力的正确判据（强度指标类别）也就不同。因而必须从零件的具体工作条件出发，通过典型失效分析，找出造成零件失效的主导因素，正确确定应当选择的强度判据指标。在设计机械产品时，主要是根据正确选择的强度判据指标进行定量计算，以确定产品的结构和零件的尺寸。但是，也应考虑和兼顾到其他非主导或不能直接应用于设计计算的强度指标（如δ、ψ、a_K等），否则不能实现最经济合理的设计。

28.4.2 工程材料的强化方式

作为机械产品的设计者，对工程材料的强化方式和强化手段也应当有所了解，以便最经济、最合理地选择材料和确定强化方式。对于晶体材料而言，由

于其塑性变形的实质是位错运动，所以晶体强化的本质就是阻碍晶体中位错的运动。

常见工程材料的强化方式主要有以下 6 种：

1. 固溶强化

当两种或两种以上的元素形成合金时，溶质原子溶入基体的晶格中，由于溶质原子与溶剂原子的大小差异，造成晶格畸变，阻碍了位错的运动，从而使强度升高。这种现象称为固溶强化。固溶强化是工程材料应用最广泛的强化方式之一，普通低合金钢、铝锌合金、单相黄铜等都是主要依靠固溶强化来提高其强度的。

2. 加工硬化

材料在变形时，随着变形量的增加，其强度和硬度提高，而塑性和韧性下降的现象称为加工硬化。这种强化方式实际上是一种位错强化，强化的主要原因是由于位错密度的增加导致位错运动困难，从而提高了材料强度。冷拔弹簧钢丝就是典型的加工硬化案例，经过加工硬化的钢丝强度可达到 2800MPa 以上。

3. 细化组织强化

这种强化方式也叫晶界强化。晶界的作用主要有两点，一方面它是位错运动的障碍；另一方面它又是位错聚集的地方。所以晶粒越细小，晶界面积越增加，位错密度也增大，从而强度提高。细化组织强化的特点是，在提高强度的同时，其塑性和韧性也随之提高，这是其他强化方式所不能比拟的，因此，细化组织强化是提高材料性能最好的手段之一。孕育铸铁、铝硅基铸造铝合金都是通过孕育处理细化组织来提高强度的。

4. 第二相强化

第二相强化包括沉淀强化、弥散强化和双相合金中的第二相强化。当合金中存在两相时，第二相粒子在基体中会阻碍位错运动，这导致强度提高。铝铜合金、铝铜镁合金、铝镁硅合金、铍青铜是典型的沉淀强化。烧结铝、TD-镍、经淬火和时效处理的 TiC 类钛合金则是弥散强化的代表。而两相黄铜中的 α 相和 β 相、共析钢中的珠光体组织等则是第二相强化的典型例子。

5. 相变强化

在钢铁材料中，常常采用相变强化方式来强化合金。例如，通过贝氏体相变、马氏体相变来进行强化。这种相变强化实际上是多种强化效果的综合，所以其强化效果十分显著。

6. 复合强化

在复合材料中，由于其中的增强相对基体变形有约束作用，所以提高了变形抗力，导致强度提高。例如，用水泥和骨料（沙子或石子）组成的混凝土，用炭黑作填料的橡胶，由玻璃纤维制造的玻璃钢等，都是典型的复合材料。复

合材料中的硬质相对强度性能的提高起主要作用。

28.4.3　工程材料的韧化途径

在选材时，不能片面地追求强度指标。由于材料的强度和韧性往往是相互矛盾的，一般情况下，增加强度往往要牺牲韧性，而韧性的降低又意味着材料发生脆化。因此，在选材时，要寻求高强度同时兼有高韧性的材料，才能保证使用的可靠性。

下面从材料的角度介绍工程材料的主要韧化途径。

1. 细化晶粒

晶粒细小均匀，不仅强度高，而且韧性好，同时还可以降低韧脆转变温度。所以晶粒细化是钢材、铝合金重要的强韧化途径之一。

2. 调整化学成分

降低合金材料中的杂质元素含量，或者加入某些抑制有害元素作用的合金元素，都可以使合金的韧性提高。如降低钢材中碳的含量和有害杂质元素的含量，加入镍、锰进行合金化可以大大提高钢材的韧性。

3. 形变热处理

形变热处理是将形变强化（锻、轧等）与热处理强化结合起来，使金属材料同时经受形变和相变，从而使晶粒细化、位错密度升高、晶界发生畸变，达到提高综合力学性能的目的。

4. 低碳马氏体强韧化

低碳马氏体是一种既有高强度又具有韧性的相。选用低碳或中碳合金结构钢，通过高温加热淬火和低温回火，以获得位错型板条马氏体组织，是钢材强韧化的重要途径之一。

28.5　零件选材的一般原则和方法

机械零件的选材是一项十分重要的工作。选材是否恰当，特别是一台机器中关键零件的选材是否恰当，将直接影响到产品的使用性能、寿命及制造成本。选材不当，严重的可能导致零件过早完全失效。

28.5.1　选材的一般原则

判断零件选材合理的基本标志是：满足必需的使用性能，具有良好的工艺性能，成本最低。选材的任务就是求得三者之间的统一。

1. 零件选材应满足零件工作条件对材料使用性能的要求

材料在使用过程中的表现，即使用性能，是选材时考虑的最主要根据。不

同零件所要求的使用性能是很不一样的，有的零件主要要求高强度，有的则要求高的耐磨性，而另外一些甚至无严格的性能要求，仅仅要求有美丽的外观。因此，在选材时，首要的任务就是准确地判断零件所要求的主要使用性能。

对所选材料使用性能的要求，是在对零件的工作条件及零件的失效分析的基础上提出的。零件的工作条件是复杂的，要从受力状态、载荷性质、工作温度、环境介质等几个方面全面分析。受力状态有拉、压、弯、扭等；载荷性质有静载、冲击载荷、交变载荷等；工作温度可分为低温、室温、高温、交变温度；环境介质为与零件接触的介质，如润滑剂、海水、酸、碱、盐等。为了更准确地了解零件的使用性能，还必须分析零件的失效方式，从而找出对零件失效起主要作用的性能指标。表 28-1 列举了一些常用零件的工作条件、主要失效方式及所要求的主要力学性能指标。

表 28-1　一些常用零件的工作条件、主要失效方式及所要求的主要力学性能指标

零件名称	工作条件	主要失效方式	主要力学性能指标
重要螺栓	交变拉应力	过量塑性变形或由疲劳而造成破断	屈服强度，疲劳强度，HBW
重要传动齿轮	交变弯曲应力，交变接触压应力，齿表面受带滑动的滚动摩擦和冲击载荷	齿的折断，过度磨损或出现疲劳麻点	抗弯强度，疲劳强度，接触疲劳强度，HRC
曲轴、轴类	交变弯曲应力，扭转应力，冲击负荷，磨损	疲劳破断，过度磨损	屈服强度，疲劳强度，HRC
弹簧	交变应力，振动	弹力丧失或疲劳破断	弹性极限，屈强比，疲劳强度
滚动轴承	点或线接触下的交变压应力，滚动摩擦	过度磨损破坏，疲劳破断	抗压强度，疲劳强度，HRC

有时，通过改进强化方式或方法，可以将廉价材料制成性能更好的零件。所以选材时，要把材料成分和强化手段紧密结合起来综合考虑。另外，当材料进行预选后，还应当进行实验室试验、台架试验、装机试验、小批生产等，进一步验证材料力学性能选择的可靠性。

2. 零件选材应满足生产工艺对材料工艺性能的要求

任何零件都是由不同的工程材料通过一定的加工工艺制造出来的。因此，材料的工艺性能，即加工成零件的难易程度，自然应是选材时必须考虑的重要问题。所以，熟悉材料的加工工艺过程及材料的工艺性能，对于正确选材是相

当重要的。材料的工艺性能包括以下内容：

（1）铸造性能　包含流动性、收缩性、疏松及偏析倾向、吸气性、熔点高低等。

（2）压力加工性能　指材料的塑性和变形抗力等。

（3）焊接性能　包括焊接应力、变形及晶粒粗化倾向，焊缝脆性、裂纹、气孔及其他缺陷倾向等。

（4）切削加工性能　指切削抗力、零件表面粗糙度、排除切屑难易程度及刀具磨损量等。

（5）热处理性能　指材料的受热敏感性、氧化、脱碳倾向、淬透性、回火脆性、淬火变形和开裂倾向等。

与使用性能的要求相比，工艺性能处于次要地位；但在某些情况下，工艺性能也可成为主要考虑的因素。当工艺性能和力学性能相矛盾时，有时正是工艺性能的考虑使得某些力学性能显然合格的材料不得不加以舍弃，此点对于大批量生产的零件特别重要。因为在大量生产时，工艺周期的长短和加工费用的高低，常常是生产的关键。例如，为了提高生产效率，而采用自动机床实行大量生产时，零件的切削性能可成为选材时考虑的主要问题。此时，应选用易切削钢之类的材料，尽管它的某些性能并不是最好的。

3. 零件选材时应力求使零件生产的总成本最低

除了使用性能与工艺性能外，经济性也是选材必须考虑的重要问题。选材的经济性不单是指选用的材料本身价格应便宜，更重要的是采用所选材料来制造零件时，可使产品的总成本降至最低，同时所选材料应符合国家的资源情况和供应情况等。

（1）材料的价格　不同材料的价格差异很大，而且在不断变动，因此设计人员应对材料的市场价格有所了解，以便于核算产品的制造成本。

（2）国家的资源状况　随着工业的发展，资源和能源的问题日益突出，选用材料时必须对此有所考虑，特别是对于大批量生产的零件，所用的材料应该是来源丰富并符合我国的资源状况。例如，我国缺钼但钨却十分丰富，所以，我们选用高速钢时就要尽量多用钨高速钢，而少用钼高速钢。另外，还要注意生产所用材料的能源消耗，尽量选用耗能低的材料。

（3）零件的总成本　按照生产经济性的要求，选用材料时零件的总成本应降至最低。选材从几个方面影响零件的总成本 T，这就是材料的价格 m，零件的自重 w，零件的寿命 l、零件的加工费用 p、试验研究费（为采用新材料所必须进行的研究与试验费）r 及维修费 a 等。其经济性分析方程如下：

$$\frac{\mathrm{d}T}{\mathrm{d}m}=\frac{\partial T}{\partial l}\cdot\frac{\mathrm{d}l}{\mathrm{d}m}+\frac{\partial T}{\partial w}\cdot\frac{\mathrm{d}w}{\mathrm{d}m}+\frac{\partial T}{\partial r}\cdot\frac{\mathrm{d}r}{\mathrm{d}m}+\frac{\partial T}{\partial p}\cdot\frac{\mathrm{d}p}{\mathrm{d}m}+\frac{\partial T}{\partial a}\cdot\frac{\mathrm{d}a}{\mathrm{d}m}+\frac{\partial T}{\partial m}$$

等式的左端代表选材对零件总成本的影响，等式的右端代表由于选材带来的零件寿命、自重等因素变化对零件总成本的影响。例如，$\frac{\mathrm{d}T}{\mathrm{d}m}$代表选材对零件总成本的影响；$\frac{\mathrm{d}l}{\mathrm{d}m}$代表选材对零件寿命的影响；$\frac{\partial T}{\partial l}$代表寿命变化引起的总成本的变化；$\frac{\partial T}{\partial m}$代表单纯材料的价格引起的零件总成本的变化。

如果准确地知道了零件总成本与上述各因素（l，w，$r\cdots$）的关系，则可以精确地分析选材对零件总成本的影响，并选取使左端为极小值的材料。但是，只有在大规模工业生产中预先进行详尽的试验分析，才能找出这种关系。在一般情况下，显然不可能进行这种详细的分析、试验，但这时也应该按照上述思路，利用手头一切可能得到的资料，逐项进行分析，以保证使零件的总成本最低。最有价值的是生产及使用情况的统计资料。由各种统计图表，加上过去的工程经验，便可以作出较为合理的判断，必要时还可以专门进行模型试验。

4. 零件的选材应考虑产品的实用性和市场需求

某项产品或某种机械零件的优劣，不仅仅要求能符合工作条件的使用要求。从商品的销售和用户的愿望考虑，产品还应当具有重量轻、美观、经久耐用等特点。这就要求在选材时，应突破传统观点的束缚，尽量采用先进科学技术成果，做到在结构设计方面有创新，有特色。在材料制造工艺和强化工艺上有革新，有先进性。

5. 零件的选材应考虑实现现代生产组织的可能性

一个产品或一个零件的制造，是采用手工操作还是机器操作，是采用单件生产还是采用机械化自动流水作业，这些因素都对产品的成本和质量起着重要的作用。因此，在选材时，应该考虑到所选材料能满足实现现代化生产的可能性。

28.5.2　选材的一般方法

材料的选择是一个比较复杂的决策问题，目前还没有一种确定选材最佳方案的精确方法。它需要设计者熟悉零件的工作条件和失效形式，掌握有关的工程材料的理论及应用知识、机械加工工艺知识以及较丰富的生产实际经验。通过具体分析，进行必要的试验和选材方案对比，最后确定合理的选材方案。对于成熟产品中相同类型的零件、通用和简单零件，则大多数采用经验类比法来选择材料。另外，零件的选择一般需借助国家标准、部颁标准和有关手册。

选材一般可分为以下几个步骤（见图 28-6）：

1）对零件的工作特性和使用条件进行仔细分析，找出主要的失效方式，从而合理地提出主要抗力指标。

2）根据工作条件需要和分析，对该零件的设计制造提出必要的技术条件。

3）根据所提出的技术条件要求和工艺性、经济性方面的要求，对材料进行预选择。材料的预选择通常是凭积累的经验，通过与类似的机器零件的比较和已有实践经验的判断，或者通过各种材料选用手册来进行选择。

4）对预选方案材料进行计算，以确定是否能满足上述工作条件要求。

5）材料的二次（或最终）选择。二次选择方案也不一定只是一种方案，也可以是若干种方案。

6）通过实验室试验、台架试验和工艺性能试验，最终确定合理的选材方案。

7）在中、小型生产的基础上，接受生产考验，以检验选材方案的合理性。

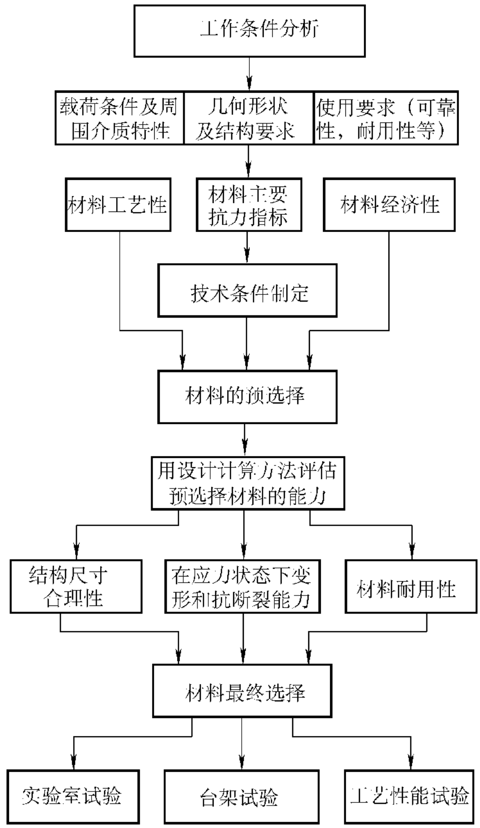


图 28-6　机械零件选材的一般步骤

28.6　典型零件的选材及应用实例

28.6.1　机床零件的用材分析

机床零件的品种繁多，按结构特点、功用和受力特点可分为：轴类零件、齿轮类零件、机床导轨等。

1. 机床轴类零件的选材

机床主轴是机床中最主要的轴类零件。机床类型不同，主轴的工作条件也不一样。根据主轴工作时所受载荷的大小和类型，大体上可以分为四类：

（1）轻载主轴　工作载荷小，冲击载荷不大，轴颈部位磨损不严重，例如普通车床的主轴。这类轴一般用 45 钢制造，经调质或正火处理，在要求耐磨的部位采用高频感应淬火强化。

（2）中载主轴　中等载荷，磨损较严重，有一定的冲击载荷，例如铣床主轴。一般用合金调质钢制造，如 40Cr 钢，经调质处理，要求耐磨部位进行表面淬火强化。

（3）重载主轴　工作载荷大，磨损及冲击都较严重，例如工作载荷大的组合机床主轴。一般用 20CrMnTi 钢制造，经渗碳、淬火处理。

（4）高精度主轴　有些机床主轴工作载荷并不大，但精度要求非常高，热处理后变形要求极小，工作过程中磨损应极轻微，例如精密镗床主轴。一般用 38CrMoAlA 专用渗氮钢制造，经调质处理后，进行渗氮及尺寸稳定化处理。

过去，主轴几乎全部都是用钢制造的，现在轻载和中载主轴已经可用球墨铸铁制造。

2. 机床齿轮类零件的选材

机床齿轮按工作条件可分为三类：

（1）轻载齿轮　转动速度一般都不高，大多用 45 钢制造，经正火或调质处理。

（2）中载齿轮　一般用 45 钢制造，经正火或调质后，再进行高频感应淬火强化，以提高齿轮的承载能力及耐磨性。对大尺寸齿轮，则需用 40Cr 等合金调质钢制造。一般机床中传动系统及进给系统中的齿轮，大部分属于这一类。

（3）重载齿轮　对于某些工作载荷较大，特别是运转速度高又承受较大冲击载荷的齿轮大多采用 20Cr、20CrMnTi 等渗碳钢制造。经渗碳、淬火处理后使用。例如变速器中一些重要传动齿轮等。

3. 机床导轨的选材

机床导轨的精度对整个机床的精度有很大的影响，必须防止其变形和磨损，所以机床导轨通常都选用灰铸铁制造，如 HT200 和 HT350 等。灰铸铁在润滑条件下耐磨性较好，但抗磨粒磨损能力较差。为了提高耐磨性，可以对导轨表面进行淬火处理。

28.6.2　汽车零件的用材分析

1. 发动机和传动系统零件的选材

这两部分包括的零件相当多，其中有大量的齿轮和各种轴，同时还有在高温下工作的零件（进、排气阀、活塞等），它们的用材都比较重要，目前一般都是根据使用经验来选材。对于不同类型的汽车和不同的生产厂，发动机和传动系统的选材是不相同的。应该根据零件的具体工作条件及实际的失效方式，通过大量的计算和试验选出合适的材料。

2. 减轻汽车自重的选材

随着能源和原材料供应的日趋短缺，人们对汽车节能降耗的要求越来越高。

而减轻自重可提高汽车的重量利用系数，减少材料消耗和燃油消耗，这在资源、能源的节约和经济价值方面具有非常重要的意义。

减轻自重所选用的材料，比传统的用材应该更轻且能保证使用性能。比如，用铝合金或镁合金代替铸铁，重量可减轻至原来的1/3～1/4，但并不影响其使用性能；采用新型的双相钢板材代替普通的低碳钢板材生产汽车的冲压件，可以使用比较薄的板材，减轻自重，但却不降低构件的强度；在车身和某些不太重要的结构件中，采用塑料或纤维增强复合材料代替钢材，也可以降低自重，减少能耗。

28.6.3 热能装置的用材分析

热能装置主要指动力工程中所用的各种装置，如锅炉、汽轮机、燃气轮机等。这类装置中很多零件都在高温下工作，因此必须选用各种高温材料，如耐热钢及高温合金等。

1. 锅炉-汽轮机的选材

锅炉-汽轮机组结构庞大、复杂，包括许多零部件。按工作温度可把零件分为两大类：一类的工作温度在350℃以下，这时蠕变现象在钢铁中微不足道，可不考虑高温性能，选材方法与一般的机械装置类似；另一类的工作温度在350℃以上，选材时主要考虑其高温性能，应根据具体零件的工作温度和应力大小等选择合适的耐热材料。在这类零件的选材过程中，首先应考虑工作温度，其次考虑应力大小。

以锅炉管为例，非受热面锅炉管（如水冷壁管、省煤器管）工作温度较低，受热面锅炉管（如蒸汽导热管或过热器管）的工作温度较高，某些高温高压锅炉的温度可达600℃左右。锅炉管的主要失效方式是爆裂，它是由蠕变断裂引起的。因此，锅炉管的材料应具有足够高的持久强度、蠕变断裂塑性及蠕变极限。一般锅炉管都按持久强度设计，根据工作温度、管内压力及尺寸算出工作时管壁所受应力。锅炉管通常的规定寿命为10年，因此，按材料的持久强度选材，条件是材料的持久强度应大于$K\sigma_w$，K为安全系数，σ_w为工作应力。

表28-2中列出了几种主要耐热钢的持久强度值。对于一般的高、中压锅炉，材料的持久强度值在60～80MPa即可满足工作要求。由表28-2还可以看出，低碳钢管（20A）只能用于工作温度低于450℃的非受热面管，而12Cr1MoV的工作温度可以高于580℃。

如果蒸汽的工作温度超过580℃甚至600℃，则必须选用更高级的材料，例如表中的12Cr3MoVSiTiB或奥氏体耐热钢Cr17Ni13W，这当然会使材料价格大幅提高，锅炉管的消耗是很大的，所以成本很高。目前在设计大容量锅炉时多趋向于把蒸汽温度降到540℃左右，尽管工作温度高可以提高热效率，但从总的经

济性考虑，采用廉价的耐热钢可能更合理些。

表 28-2　几种耐热钢的持久强度值

钢　种	20A	15CrMo	12Cr1MoV	12Cr3MoVSiTiB	Cr17Ni13W
温度/℃	450	550	580	600	600
持久强度/MPa	65	~70	80	~100	140

汽轮机叶片的选材分析与锅炉管类似。叶片承受的工作应力较大，所用的材料自然要比锅炉管的高级。汽轮机前级叶片的工作温度较高，所用材料的性能应更好，多用 Cr11MoV 或 Cr11WMoV 等钢。而后级叶片一般采用 Cr13 型马氏体不锈钢。

汽轮机叶片的最主要失效方式是疲劳断裂（振动疲劳断裂）。主要应从叶片的结构设计上避免共振来防止这种断裂，但选材也有很大的意义。如果叶片材料具有很高的减振能力，并且疲劳裂纹扩展速率很低，则可大幅度地提高叶片的寿命。

另外，所有在高温下工作的锅炉-汽轮机零件的材料，都应具有一定的耐蚀性，而叶片材料的耐蚀性还要更高些，因此多用不锈钢制造。

2. 燃气轮机的选材

与汽轮机相比，燃气轮机的工作条件具有工作温度高、腐蚀严重和工作寿命短等特点。所以，从工作条件出发，燃气轮机在高温下工作的零件，应主要考虑高温持久强度和腐蚀抗力。其中材料问题比较突出的零件是涡轮叶片、转子和涡轮盘、燃烧室火焰筒和喷嘴。它们失效的主要方式是蠕变变形、蠕变断裂、蠕变疲劳或热疲劳断裂。

叶片材料的选择决定于工作温度。当工作温度低于 650℃时，用奥氏体耐热钢；工作温度在 700~750℃时，用铁基耐热合金；750℃以上直到 950℃时，用镍基耐热合金。而在更高温度下工作的叶片材料，一种方案是采用复合材料，即用难熔碳化物（TaC、Nb_2C 等）纤维（直径约 1μm）作为增强剂，加在定向结晶的镍基合金中，可把工作温度提高到 1050℃左右；另一种方案是采用陶瓷材料，特别是 SiC 或 Si_3N_4 陶瓷，其热导率比镍基合金还高，而热膨胀系数比镍基合金低，因此，抗热冲击能力很强，由于是共价键结合，直到 1300℃时蠕变抗力仍然很高。它唯一的不足之处是韧性太低，只有镍基合金的 1/25，因而限制了它的使用。

燃气轮机的转子及涡轮盘的工作温度比叶片低，因此一般采用铁基耐热合金。燃烧室火焰筒及喷嘴的工作温度虽然很高，但工作应力低，一般采用镍基合金板制作。

第 29 章　热处理设备

热处理工艺过程通常包括加热、保温、冷却三个阶段。所谓热处理工艺，就是调整上述三个阶段参数。为满足不同的工艺参数，所需设备和操作差异很大。

常用热处理的加热设备有箱式电阻炉、井式电阻炉和盐浴炉三种。箱式电阻炉结构简单，价格便宜；井式电阻炉可以对轴杆零件垂直吊挂加热，以防止零件变形，装炉和出炉也容易实现吊车操作；盐浴炉采用熔盐加热介质，加热速度均匀，炉温控制精确，还可以有效地防止氧化、脱碳等缺陷。

29.1　电阻炉

电阻炉是利用电流通过电热元件（如金属电阻丝、SiC 棒等）产生的热量来加热工件的。根据其加热的温度不同，可分为高温电阻炉、中温电阻炉和低温电阻炉等；又根据形状不同分为箱式电阻炉和井式电阻炉等多种。这种炉子结构简单、操作容易、价格较低，主要用于中、小型零件的退火、正火、淬火、回火等热处理。其主要缺点是加热易氧化、脱碳，是一种周期性作业炉，生产效率低。

29.1.1　电阻炉温度管理技术

1. 目的

使电阻炉有效空间内加热的工件，其实际保温温度达到或接近热处理工艺规定的温度，使热处理工艺稳定，以保证产品质量优良可靠。

2. 温度控制

1）电阻炉温度控制装置包括工作热电偶（或辐射高温计）、补偿导线、指示调节仪表及控制箱。

2）工作热电偶应符合有关标准的规定，允许误差见表 29-1。当长期工作温度为 900 ~1300℃时，选用铂铑-铂；400 ~900℃时选用镍铬-镍硅；小于 400℃时选用镍铬-考铜。

3）补偿导线，应根据热电偶型号配备。

4）指示调节仪表。退火、正火、淬火、回火、化学热处理及固溶处理等的加热炉，选用 0.5 级精度的记录指示调节仪表（电子电位差计），个别热处理工

艺温度要求不严时，可选用 1 级精度的指示调节仪表（毫伏计），调节仪表的分度号应和热电偶分度号一致。

表 29-1　热电偶允许误差

热电偶名称	温度范围/℃	允许误差/℃	热电偶名称	温度范围/℃	允许误差/℃
铂铑-铂	≤600	±2.4	镍铬-镍硅	>400	测量温度 ±0.75%
	>600	测量温度 ±0.4%	镍铬-考铜	≤400	±4
镍铬-镍硅	≤400	±4		>400	测量温度 ±1%

5）控制箱。在一般情况下，用两位时控制箱（通-断调节）。在热处理工艺温度精度要求高时，可选用晶闸管调节（无触点连续调节）。

6）安装位置。热电偶热端位置（包括热电偶插入盐浴炉的深度）及辐射高温与被测表面的距离应该固定，安装牢靠。

7）检定周期。工作热电偶检定周期，应根据工作条件（环境、工作温度、实际工作时间）确定。在连续工作时，高温盐炉、高温箱式炉为 3～6 个月；中、低温工作的加热炉为 6～12 个月。更换下来的热电偶，应经过处理和按规定的办法鉴定合格后才能继续使用。

8）温度调节综合精度。应设专职仪表工负责温度调节装置的维护保养。温度调节系统（工作热电偶-补偿导线-指示调节仪表）温度综合精度误差要求在下述范围以内：

$$t \leqslant 400℃ \quad \pm 4℃；t > 400℃ \quad \pm t/100℃$$

推荐试验方法：以标准热电偶（国家计量激光传递的Ⅱ等或Ⅲ等）-专用补偿导线-直流电位差计（0.1～0.2 级）为测量系统，标准热电偶放在工作热电偶同一位置。在稳定状态时，在同一时刻，读取指示调节仪表和电位差计的温度值，在半小时内多次读取，取 5 次最大温度差值的平均值，即为温度调节精度误差。

试验周期：连续工作时，1～2 个月一次。

3. 炉温的均匀性

炉温均匀性指的是：空炉在额定温度和考核温度下，在稳定状态时，在同一时刻，读取指示调节仪表和电位差计的温度值，在半小时内多次读取，取 5 次最大温度差值的平均值，即为温度调节精度误差。

试验方法：现场可用简便方法，专用热电偶-专用补偿导线-直流电位差计（0.2～0.3 级）为测量系统，接通转换开关，箱式炉选定前（定炉门）、中、后三点，盐浴和井式炉选上、中、下三点（三点都应在有效空间内）。在热稳定状态时，读取中点的最低温度值，并在同一时刻，读取其余两点的温度值，维持半小时，反复读取，取 5 次最大温度差值，计算平均值，作为炉温均匀性误差

值。专用热电偶，可以是标准热电偶，也可以是经过热电势检定标明误差的热电偶。

试验周期：1 年。大型电阻炉和新炉调整，应制订专门的试验方法和误差标准。

4. 测温制度

测温指的是：测量炉膛内有代表性位置的实际温度（炉膛实际温度），和指示调节仪的示值比较，计算两者的误差值。热处理工艺温度等于炉膛实际温度，调节仪表的控制点（温度）应根据上述温度误差值修正。

试验方法：专用热电偶-专用补偿导线-直流电位差计（0.3 级）为测量系统，热电偶放在炉膛内有代表性的位置。热稳定状态时，在指示调节仪表指到最低温度时，同一时刻，读取直流电位差计的数值（温度值）。在 15 ~ 20min 内，5 次读数，取其平均值作为炉膛实际温度，并计算炉膛实际温度与指示调节仪表示值的温度误差值。

测量周期：测量应形成制度并经常化。在间断工作时，每次开炉测温，在经常性、连续性工作时，推荐表 29-2 规定的周期。

表 29-2 电阻炉测温周期

设备名称	测温温度/℃	测温周期	设备名称	测温温度/℃	测温周期
高温盐浴炉	工作温度	4 天	箱式炉	工作温度	1 月
中温盐浴炉	850	半月	井式炉	200、850、650	1 月
回火盐浴炉	200、560	1 月	井式渗碳炉	工作温度	1 月

29.1.2 电阻炉操作规程

1. 箱式电阻炉操作规程

（1）工作前

1）查验“交接班记录”。

2）检查炉膛清洁状况，并清扫氧化铁皮。

3）检查炉门开启机构的轮轴与滑轨的润滑情况。

4）检查炉衬、电阻丝和热电偶引出棒的安装紧固情况，检查仪表是否正常。

5）检查炉底电阻丝、炉底板、活动炉底的传动机构及电动机引出线是否正常。

6）操作人员穿戴好规定的防护用品，并熟悉“安全操作规程”。

（2）工作中

1）新修炉要按“工艺规程”进行烘炉。

2）切断电源，按“工艺规程”进行烘炉。

3）关闭炉门。

4）按“工艺规定”进行定温。

5）通电加热。

（3）工作后

1）切断电源。

2）按“工艺规程”进行出炉。

3）重新装炉，按以上程序重复进行。

4）连续作业时，必须认真填写“交接班记录”，同时向接班人当面交接清楚。

5）按“设备维护规程”维护保养设备。

（4）注意事项

1）炉膛最高使用温度不超过规定温度。

2）操作时应经常观察炉膛实际温度，以免在仪表失灵时造成事故。

3）进、出炉时应注意保护热电偶。

2. 井式电阻炉操作规程

（1）工作前

1）查验“交接班记录”。

2）操作人员穿戴好规定的防护用品，并熟悉“安全操作规程”。

3）检查炉门、炉盖、炉膛的清洁情况；检查炉膛内的保护圈、炉衬、牙砖、电阻丝和热电偶引出棒的安装紧固情况，发现损坏与松动要及时修理。

4）检查炉门开关机构的滚轮滑动情况并进行润滑，同时调节滚轮位置应与炉颈的位置相接。

5）按“工艺规程”准备工夹具（挂具）、工件上的挂环，并焊接牢固，做到适用，牢固，安全。

6）检查热工仪表。

7）工作环境应符合要求。

（2）工作中

1）新炉或新修炉要按“工艺规程”进行烘炉。

2）按工艺要求进行定温。

3）合上总开关，控制开关置于“自动”位置。空炉升温、到温后保温 4h。

4）切断电源，打开炉门。

5）按规定装炉量进行装炉。

6）关闭炉门，接通电源，转换开关置于“自动”位置。

7）按工艺规定进行保温。

8）保温结束后，切断电源，打开炉门进行出炉。

9）按“工艺规程”冷却工件。

10）重新装炉，按以上程序重复进行。

（3）工作后

1）停炉时，切断控制开关，关闭总开关。

2）连续作业也必须认真填写“交接班记录”，同时向接班人员当面交接清楚。

3）按“设备维护规程”维护保养设备。

（4）注意事项

1）工件应安放在支承架上，炉门决不能承受压力。

2）进出炉时，为了避免损坏设备，行车挂钩与工件应对好位置，与炉膛中心一致，并做到轻、准、稳进行操作。

3）操作时应经常观察仪表温度与炉膛实际温度。

29.1.3 硅碳棒箱式加热炉

本炉主要供高速钢（铬、钼、钨、高碳高铬合金等）及其他高温（1350℃）下产品的淬火、调质之用。加热元件采用进口材质的硅碳棒，绝热材料采用高度耐热超轻质砖（1500）及山东鲁阳高温棉，电器采用智能化调控仪表控制。本炉炉温均匀性好，使用寿命长。

1）炉子、温度控制设备应经常保持清洁。

2）炉壳表面的油漆应经常保持完好无损，定期刷新。

3）经常注意控制屏上的仪器和红绿灯是否正常。

4）检查炉膛及炉门开启机构均正常后，方可开始起动使用。

5）装出炉时应断电操作，工件应平放不得碰撞及振动，特别注意出炉时别将 SiC 棒和热电偶撞坏。

6）当发现电器设备、温度控制设备出现故障时，应立即停止使用，并通知有关人员进行修理。

7）在炉温 >400℃时不得长时间打开炉门，以免损坏炉衬及电热元件。

8）使用温度不得超过 1300℃。

9）经常检查 SiC 棒两端的接线夹头及 SiC 棒之间的耐火砖是否良好。

10）为了保护炉衬和热电偶，不得加热一切有害物质，如硼砂、硅酸盐等。

11）经常保持炉膛的清洁，每周打扫一次，防止 SiC 棒之间坠落氧化铁皮。

12）未经操作者许可，任何人不得动用加热设备。

29.1.4　电加热炉安全操作规程

用电加热金属材料，由于加热温度控制准确，劳动条件好而受到人们的欢迎。常用的电加热方式有感应加热、接触电加热和电阻式加热。

感应电加热和接触电加热其实都是使用一种加热器，感应器结构由被加热坯料的形状和尺寸确定，接触电加热对被加热坯料的表面粗糙度和形状尺寸更有严格的要求。相比之下，由于电阻式加热炉具有较强的通用性而获得了更广泛的应用。

常用箱式电阻炉，坯料从炉口装入炉膛，关闭炉门后即可送电加热。电热体（电阻丝）以辐射方式把热量传给坯料，使其加热到所需要的温度。炉门的升降是用脚踏传动装置来操纵的。

操作电加热炉应注意以下事项：

1）使用前必须对炉子的安全接地线、炉壁、炉底和加热元件（指电阻丝或硅碳棒、硅钼体）等进行全面检查，并注意炉膛内有无异物、脏物，是否清洁。及时解决发现的问题。

2）操作时穿戴好劳动保护用品。在勾料铲活时，应使用套有绝缘胶管手柄的工具，站立在胶皮垫子上，以免发生触电事故。

3）操作时注意防止工具、坯料碰坏耐火砖和电热体，装料和取料（锻造操作中钩料除外）时必须关闭电门，坯料与发热元件应保持一定距离。

4）控温仪表及控制盘应经常检查，以免因“跑温”而烧坏电热体，不允许超过炉子所规定的极限温度。当电炉的控制仪表和电偶发生故障，或炉温、功率不符合要求时，应与有关人员联系，不得擅自进行调整和修理。

5）装料或捞料时必须关闭电门，切断电源（锻造操作中勾料时不关电门）。要小心不使工件和工具碰到电偶、加热元件和炉膛。

6）装料时要注意放到炉膛的温度合格区，尽量使温度均匀。

7）炉中不许放入带水的工件或其他有害杂物。

8）装大而重的工件时，要用吊车运到与炉门齐平的工作台上，再推入炉膛。

9）取工件时严禁将手伸入炉内，应先用铁钩将工件捞出，放在炉门口的平台上，然后使用工具取走。

10）炉子停止使用时，应关闭炉门，禁止用冷空气来降低炉温，以免影响加热元件的使用寿命。

29.1.5　箱式炉的节能改造效果举例

1. 采用预制硅酸铝纤维大砌块砌筑保温衬，炉衬采用高强度微珠砖砌筑

采用高强度微珠为炉衬，而保温衬采用成形的预制硅酸铝纤维大砌块，大

砌块与外壳之间间隙用散的硅酸铝纤维毡、棉以及少量蛭石粉充填；原来的拱顶改为平顶，而且顶的保温层和耐火层都采用硅酸铝纤维大砌块，炉门两侧采用六层重质耐火砖，炉膛两侧炉墙底部采用两层重质耐火砖，炉膛后墙底部采用六层重质耐火砖，以改善炉子的抗冲击性能。炉门采用滚轮滑道式密封，炉门整个采用硅酸铝纤维堆砌块及砖填充，配重减少一半。

75kW 箱式电炉在 950℃时，空炉损耗功率 12kW，空炉升温时间 2. 42h，炉子两侧、炉顶、炉后表面温度 45. 5℃，炉门中心 96℃，均达到国家规定标准。

50kW 箱式电炉改造后升温时间由 3. 17h 降为 2. 5h；工件单耗由 0. 689kW · h/kg 降为 0. 435kW · h/kg。

2. 新型保温材料在热处理上使用的节能效果

75kW 箱式电炉用密度为 0. 6g/cm^3 高强度超轻质砖作为炉衬耐火层，并在耐火层和保温层之间铺放一层 40mm 厚的硅酸铝纤维。炉膛两侧墙、后墙、炉顶及炉门采用 0. 6g/cm^3 超轻质砖。空炉升温到 850℃需要 2. 45h，节时 42%，节电 41. 6%，空炉保温节电 16. 67%，整个空炉升温保温过程，平均节电 35. 14%。间断生产（每天一炉）节电 32. 4%，热效率由 20. 68% 提高到 30. 59%。连续生产，节电 16%。

复合炉衬与贴面炉衬比较：采用贴面法，间断生产节电 15% ~30%，连续生产节电 5% ~8%，电阻丝使用寿命低，维护保养困难，需改变电热元件的固定方法。采用复合炉衬，不需改变炉膛结构和电热元件布置方法，不影响电阻丝的使用寿命，改造时与设备大修结合。间断生产节电 30%，连续生产可节电 16%，节能效果优于贴面法。

3. 用高温远红外涂料改造电炉

45kW 台车式电炉、15kW 箱式电炉炉膛在原粘结硅酸铝耐火纤维的基础上，在炉膛内壁、顶部及炉门上涂刷 1mm 左右的高温远红外涂料，涂刷后自然干燥 10h，以缓慢速度升温到 100 ~200℃保温 5h 烘干，使涂料结成硬壳，但不能起泡和剥落。按此方法再刷两遍。三次刷涂料厚度 3mm。

45kW 台车式电炉，每炉升温时可节电 16%，升温时间由原来的 4h 缩短为 2 ~2. 5h。总耗电量由原来的 540kW · h/炉，降为 400 ~450kW · h/炉。

4. 漂珠砖砌炉衬，添充矿渣棉

炉壳与矿渣棉之间衬垫硅酸铝耐火纤维，升温阶段可节电 50% 左右，保温阶段可节电 25% 左右。再进一步采用 GT-91 高温红外涂料均匀地涂刷炉膛内所有外露面，刷涂两次，涂层厚度约 2mm，待涂层干燥后安装电阻丝和炉底板。这样可进一步节电 8% 左右。

常用耐火、保温材料的性能见表 29-3；各种热处理炉衬的技术经济分析见表 29-4。

表 29-3　常用耐火、保温材料的性能

序号	名称	密度 /（g/cm^3）	热导率 /［W/（m·℃）］	使用温度 /℃	比热容 /［kJ/（kg·℃）］
1	耐火粘土砖	2.00	$0.82+0.608\times10^{-3}t_m$	130	0.885
2	轻质耐火粘土砖	1.30	$0.407+0.35\times10^{-3}t_m$	1300	0.841
3	超轻质耐火粘土砖	0.60	$0.165+0.194\times10^{-3}t_m$	1200	1.01
4	硅酸铝耐火纤维	0.20	$0.041+0.093\times10^{-3}t_m$	1000	1.05
5	硅藻土砖	0.55	$0.131+0.23\times10^{-3}t_m$	900	0.841
6	膨胀蛭石	0.25	$0.077+0.25\times10^{-3}t_m$	1100	0.6573
7	漂珠砖	0.50	$0.16+0.178\times10^{-3}t_m$	1000	1.0

注：t_m 为制品平均温度。

表 29-4　各种热处理炉衬的技术经济分析

序号	1	2	3	4	5	6
炉衬结构厚度/mm	113 超轻质耐火砖 227 膨胀蛭石	40 耐火纤维 113 超轻质耐火砖 187 膨胀蛭石	113 超轻质耐火砖 40 耐火纤维 187 膨胀蛭石	40 耐火纤维 113 超轻质耐火砖 187 膨胀蛭石	113 超轻质耐火砖 40 耐火纤维 187 膨胀蛭石	113 漂珠砖 40 耐火纤维 187 膨胀蛭石
中介面温度/℃	761.2	676.5 673.0	864.5 669.8	793.1 613.8	789.1 610.2	781.5 604.5
炉壳温度/℃	62.9	63.0	62.8	57.4	57.1	56.6
比值（1）①	1	1.0161	0.9984	0.9126	0.9078	0.8998
热流密度/（kJ/m^2）	553.6	551.6	548.2	478.90	475.7	468.8
比值（2）②	1	0.9964	0.9902	0.8651	0.8593	0.8468
储热能/（kJ/m^2）	8.039×10^4	1.2679×10^5	1.6092×10^5	6.642×10^4	7.8981×10^4	6.4889×10^4
比值（3）③	1	1.5772	2.0017	0.8262	0.7664	0.6150
比值(1)×(2)×(3)	1	1.5973	1.9789	0.6523	110.4	150.5

①　比值（1）为序号 2、3、4、5、6 各项的炉壳温度分别除以序号 1 的炉壳温度之值。

②　比值（2）为序号 2、3、4、5、6 各项的热流密度分别除以序号 1 的热流密度之值。

③　比值（3）为序号 2、3、4、5、6 各项的储能量分别除以序号 1 的储能量之值。

29.2　盐浴炉

盐浴炉用熔融盐作为加热介质（即工件放入熔融的盐中加热），使用较多的是电极式盐浴炉和外热式盐浴炉。盐浴炉常用的盐为氯化钡、氯化钠、硝酸钾

和硝酸钠。由于工件加热是在熔融盐中进行，与空气隔开，工件的氧化、脱碳较少，加热质量高，且加热速度快而均匀。盐浴炉常用于小型零件及工、模具的淬火和回火。

29.2.1 盐浴炉操作规程

1. 工作前

1）查验“交接班记录”。

2）操作人员穿戴好规定的防护用品，并熟悉“安全操作规程”。

3）检查炉台、炉膛、变压器、控制柜、仪表及热电偶等是否完好正常。

4）按“工艺规程”准备工夹具、操作工具等，不准有锈蚀，并充分预热烘干。

5）检查配套设备是否完好。

6）检查抽风系统是否完好正常。

2. 工作中

1）新炉或新修炉使用前，应按“工艺规程”仔细进行烘炉。

2）盐炉的起动

① 第一次起动：将辅助电极放入盐浴炉炉膛内，并与主电极紧固连接。在炉膛内装满配好的，并经烤干过的结晶盐，然后接通盐浴炉变压器（调压器）电源，在低电压下使辅助电极通电加热，不断地熔化其周围的盐。在盐的熔化过程中，要不断地视情况补充配制好的新盐。当辅助电极周围的盐全部熔化后，主电极也可通电时，即可取下辅助电极。利用盐炉的主电极，即可使盐浴较快升温到要求温度。

② 重新起动：每次停炉后，在盐浴尚未冷却凝固之前，放入烤干过的辅助电极。起动时，按第一次起动的方法重新起动，把固态盐化成盐浴。

③ 具有快速起动装置或特殊结构的盐浴炉，可按使用说明书进行起动。

3）脱氧与捞渣按“工艺规程”进行，完毕后把热电偶放入炉膛。

4）按“工艺规定”将工件用支架或金属丝紧固，均不得有锈，并进行烘干。

5）按“工艺规程”将盐浴炉升温到给定值并保温。必须随时注意盐浴炉使用温度，应在工艺规定范围内，不能出现跑温和降温现象。温度控制系统应工作正常。硝盐炉的使用温度不得超过580℃，防止含碳的可燃物进入硝盐浴中，以防熔盐爆炸。

6）按“工艺规定”进行装炉、保温和出炉冷却。工件在盐浴炉中不得与炉壁、炉底相碰，工件相互间也不得相碰，工件与电极之间应保持有50mm的距离，以防工件烧伤。

7）工作过程中必须防止熔盐的溢出。

8）重新装炉，按以上程序重复进行。

3. 工作后

1）停炉时，切断电源，取出炉膛内的热电偶，在盐浴尚未冷却凝固前，把已烤干过的辅助电极放入炉膛内。

2）按“设备维护规程”维护保养设备。

3）连续作业时，必须认真填写“交接班记录”，同时向接班人当面交接清楚。

4. 注意事项

1）盐浴炉用盐的化学纯度必须符合标准，使用前要按规定配备并烘干。

2）绝对禁止将硝盐带入中、高温盐浴炉中。

3）高温盐浴炉应配备抽风辅助设备，并在使用中正常工作。

29.2.2　R60-6 硝盐回火炉操作规程

1. 常规检查

1）电阻丝安装时应采用专用钩子拉紧加固，以免热后凸出碰触坩埚，造成触电事故或电流短路现象。

2）坩锅材料由不锈钢板焊接而成，焊后应检查是否漏水。

3）电阻丝引出棒应与炉壳绝缘，切勿碰触保护罩。

4）电炉外壳应接地线。

5）坩埚放入炉膛内，其坩埚与上压板应密封好，以免漏盐。

6）工件入炉前应去除水分与烘干。

7）盐浴水平保持距坩埚上部边缘 45 ~55mm 范围内，严禁熔盐溢出。

8）每星期扒渣一次，坩埚底的沉淀物应及时消除。

9）热电偶插入坩埚中部，操作采用自动控温。

10）熔盐在坩埚中上、下部位有温差，要搅拌均匀后才能生产。如发现电阻丝收缩影响温度均匀性时，应及时修理。

2. 操作规程

1）操作时应穿戴工作服、手套、工作鞋、眼镜。

2）不得把潮湿的工件放入坩埚硝盐中，以免造成熔盐爆炸或溢出。

3）硝盐最高使用温度不得超过 550℃。

4）所用的工夹具应烘干。

5）当硝盐起火时应立即切断电源，用铁板把坩埚封盖起来，地上的熔盐用砂盖上，防止烧伤。

29.3 渗碳炉

井式气体渗碳炉的安全操作规程如下：

操作人员经考试合格取得操作证，方准进行操作，操作者应熟悉本机的性能、结构等，并要遵守安全和交接班制度。

1. 开炉前准备

1）先检查仪表、电器、风扇、电动葫芦及接地，必须齐全、灵敏、可靠。再检查渗碳炉罐是否有裂纹或烧坏的地方。

2）清除炉罐灰尘及炉渣，保持清洁，检查炉罐口石棉圈，必须完好。砂封槽的砂子必须充足。

3）检查油泵，加足油量，保证各转动部分润滑。

4）备足煤油，准备好工夹具，穿戴好保护用品。

2. 起动炉子

1）炉子各部位经检查确实无误后，合闸送电升温。

2）60kW 以下的井式气体渗碳炉，可一直升温到工作温度；105kW 井式气体渗碳炉，当温度达到400℃和800℃时，分别保温1h 后一直升到工作温度；其他容量的炉子视具体情况而定。

3）为了保证上下区域渗碳效果一致，一般上下区域温差不得超过5～10℃。

4）根据测定炉子温度，当温度高于750℃时，开始炉罐渗碳，煤油滴量为100～140 滴/min，保护气为0.5m^2/h，送气后点燃废气，炉罐渗碳3～4h。

5）炉罐渗碳后可装入零件，装入炉内的工件表面应干净，无油迹脏物或严重锈物。

6）装入的零件数量不应超出规定数量太多或太少，并力求使气体能均匀地循环。

7）渗碳时，炉内压力应为20～60mmHg［（2～6）×1333.22Pa］，同时需要注意煤油滴量与防护气体流量不得过多或过少。

8）每炉正常工作2～3h 后，取废气分析其化学成分，其含量应符合表29-5中规定。

表29-5 废气分析其化学成分

成分	含量（体积分数，%）	成分	含量（体积分数，%）
CO	10～20	C_nH_{2n}	<0.8
CO_2	0.1～1	$C_nH_{2n}+2$	4～15
O_2	0.2～0.8	其余	N_2
H_2	3.0～4.5		

9）渗碳结束前 1h 取出试样，作金相试验分析，确定降温时间，当炉温降到 870～900℃时，停止供气并出炉。

10）退火零件出炉后，在冷却坑中进行冷却。零件渗碳出炉后淬火时，当零件到达油面时应慢，进入油槽要快。

3. 停炉

停炉时切断电阻丝电源，使温度降到室温，当温度降到 600℃时，可关闭风扇电动机，断开电源。

4. 注意事项

1）注意观察仪表，电器设备工作情况；注意废气成分、油量、温度及废气口火苗颜色。

2）炉温在 750℃以下时，禁止送入保护气体，以防发生爆炸。

3）注意炉子密封性，消除漏气，特别是风扇轴转动部位是否漏气。

5. 冷却及操作注意事项

1）将出炉零件吊入冷却井，加盖封好，并送入保护气体，冷却井各部分保证无漏气。

2）当零件放入冷却井后，温度降到 600℃时，停止供给保护气体，温度在 400℃以上时严禁开启井盖，以免爆炸。

3）零件在冷却井内冷却时间不得少于 3h。

29.4　渗氮炉

离子渗氮设备由离子发生器（电源）、真空炉体、测温测压装置、供气排气系统及其他配套部件组成，关键部分为电源和真空炉体。

1. 电源

生产中应用的电源主要有直流电源和脉冲电源两种。

直流电源提供的电压、电流是近似平直或带有波动的直流电。

主要技术指标：电压 0～1000V 连续可调，频率 50Hz，灭弧装置为限流电阻或电子开关。直流电源结构简单，价格便宜，维修方便，使用寿命长，功率大，但灭弧可靠性不理想，处理温度与电压、电流、气压不能分开，工艺参数不能独立调节，尤其当功率密度较小时（$<0.2W/cm^2$），不能保证渗层均匀，故直流电源的使用受到一定限制，为此开发了脉冲电源。

脉冲电源提供的电压、电流是具有一定周期的近似方波脉冲。目前，德、法等国已有系列产品，电压 1000V，功率 50～300kW，频率 800～1000Hz。我国铁道部科学研究院先后研制成晶闸管斩波脉冲电源（1990 年），GTO 斩波脉冲电源（1992 年），和高频脉冲电源（1997 年）。三种脉冲电源工作时，都是频率

（周期）T 固定，而脉冲宽度 t 可调。$\alpha = t/T$ 称为导通比。目前，已有系列产品，在生产中应用效果良好。主要技术指标见表 29-6。

表 29-6 脉冲电源主要技术指标

技术指标	GTO 斩波脉冲电源	高频脉冲电源
功率/kW	50～200	30～50
工作电压/V	1000	1000
工作频率/Hz	1000	10000～20000
导通比 α	0.1～0.8	0.1～0.8
灭弧时间/μs	<10	<10

脉冲电源的主要优点是：

1）灭弧速度快（10～6μs），能有效地抑制空心阴极效应。对有小孔、沟槽的复杂工件和小模数齿轮可进行更有效的处理。

2）能独立调节工艺参数，增加工艺可调性，扩大应用范围，尤其适宜于氮碳共渗和离子渗碳。

3）与直流电源相比，可节约电能 30% 左右。

2. 真空炉体

目前，国内外在工业生产中应用的炉体主要有四种类型：

1）水冷双层炉壁的真空容器，其形状有钟罩式和井式。国内产品的主要规格为：功率 25～50kW，真空炉膛直径 700～1700mm，高 800～4000mm。该种炉体结构简单，可用组合件，易于改变炉体高度制造大型炉子，价格便宜，维修少，使用寿命长，但能耗大，炉内工件温度均匀性不易控制，对形状复杂，且要求渗层均匀、变形小的工件，难于进行有效处理。

2）对流或热辐射辅助加热装置的热炉壁真空炉体，使用这种炉子，处理的工件温度均匀，工艺较易调整，工件升温、冷却快。对不同形状和壁厚的零件可进行有效处理。该种炉子适宜进行离子氮碳共渗、离子多元共渗等，但结构较复杂，造价高，工艺成本较高，增加了维修量，制造大型炉子较难。

3）带高压气淬装置的离子渗碳炉。

4）带整体油淬装置的离子渗碳炉。

这后两种炉子，都是在真空渗碳炉的基础上，加装高频脉冲电源，由微机控制工艺过程。

29.5 其他热处理设备

29.5.1 感应加热式热处理设备

感应加热式热处理设备，是利用电磁感应产生涡流电发热现象，对工件表

面加热进行热处理。由于其生产效率高、能耗低以及容易实现自动化生产、污染较少也较安全等优点，应用日趋广泛。按设备产生交变电磁场的频率高低，可将其分为高频、中频和工频。感应加热设备使用的电源电压为 220～380V，但有的设备内部电压高达 10kV 以上。故使用感应加热热处理设备时，必须注意高压电的用电安全和电磁波辐射污染的问题。

1. 高频感应加热设备的安全操作

高频感应加热设备主要为电子（真空）管，产生高频电磁振荡，电功率为 10～200kW，机内最高电压约为 15kV。因此，要求设备内绝缘性能必须良好，机壳等有关部分必须可靠接地，操作工位应放置绝缘橡胶垫，设备旁应设有防护木栏杆，涂红白相间的油漆，挂高压电危险标志；高频间应光线明亮、通风良好，室内温度应控制在 15～35℃。安装排风装置，以排除工件加热时所散发的油烟废气。由于高频设备的频率为 30～500kHz，会产生射频辐射。当人体吸收一定辐射量后，会发生生物学变化，生物学变化随波长减短（频率增高）而增加，表现为神经衰弱和植物神经系统功能紊乱。因此，对设备的辐射场源（如高频变压器、馈电线、工作电容、耦合电容及感应器等）应采取屏蔽措施。为防止电磁波外漏而影响附近（约 100m 内）的电子设备和无线电通信，还应将全室屏蔽，要保证工作环境的辐射强度在规定范围以内（电场强度 $E \leqslant 20\mathrm{V/m}$；磁场强度 $H \leqslant 5\mathrm{A/m}$）。操作时应注意：

1）必须有两人以上方可操作高频设备，并指定操作负责人。穿戴好绝缘鞋、绝缘手套和其他规定的防护用品。

2）操作者必须熟悉高频设备的操作规程，开机前应检查设备冷却系统是否正常，正常后方可送电，并严格按操作规程进行操作。

3）工作前应关好全部机门，机门应装电气联锁装置，保证机门未关前不能送电。高压电合上后，不得随意到机后活动，严禁打开机门。

4）工件应去除毛刺、铁屑和油污，否则在加热时容易与感应器产生打弧现象。打弧现象产生的电弧光既会损伤视力，也容易打坏感应器和损坏设备。

5）高频设备应保持清洁、干燥和无尘土，工作中发现异常现象，首先应切断高压电，再检查排除故障。

必须有专人检修高频设备，打开机门后，首先用电棒对阳极、栅极、电容器等放电，然后再开始检修，严禁带电抢修。

6）使用淬火机床，应遵守有关电气、机械和液压传动的安全规程。在移动淬火机床时，应防止倾倒。

2. 中频及工频感应加热设备的安全操作

（1）中频感应加热变频设备，有发电机式和晶闸管式两种。中频电流的最高电压可达 750V 左右，使用时必须遵守安全用电规则（变频机的功率，一般都

大于100kW)。中频机房应通风良好，保持清洁、整齐和干燥。中频设备必须有两人以上方可开机操作，并指定操作负责人。操作人员应熟悉和遵守中频设备操作规程，并穿戴好规定的防护用品。工件应去除毛刺、铁屑和油垢，否则容易产生打弧，操作时也要防止工件与感应器接触产生打弧。使用中频淬火机床，应注意电气、机械和液压传动等的安全操作规程。设备需由专人修理，修理前用放电棒对电容器等进行放电，严禁带电抢修。

（2）工频感应加热设备，是用工业电频率、低电压、大电流，对大型工件进行加热淬火或正火。使用时应遵守安全用电规则。

为防止大工件工频感应加热时炸裂伤人，操作时必须严格遵守工频热处理操作规程和相应的大件热处理工艺规程。应先对大工件逐件进行超声波探伤，凡探伤后发现有白点、严重偏析和疏松等缺陷的工件，禁止用工频设备加热。工件应去除毛刺、铁屑和油污，以防止打弧。生产操作中，必须指定负责人，操作者必须熟悉和遵守工频设备操作规程。

工件应有吊装孔或合适的卡台，确保工件搬运和吊装安全。操作工频加热机床，应注意电气、机械传动等的安全使用规则。

目前，国际上汽车生产所采用的感应淬火设备正逐步向柔性化程度发展。通用淬火机床更加通用，功能更加完善。具有代表性的日本DKK、西班牙GH、德国AEG、跨国公司的EFD产品应用十分广泛。它们的共同特点是，在一台淬火机床可对不同性能要求的不同零件进行感应淬火，甚至同一零件多段变功变速也能达到；采用计算机控制技术监控并显示淬火过程和工艺参数，跟踪全部加工过程，数控技术应用十分活跃并日渐成熟；计算机控制成为控制主流，主驱动采用交流伺服电动机拖动，移动速度稳定均匀、定位准确、重复精度高；零件旋转采用变频调速，能适应多方面工艺要求；代表机械传动技术的滚珠丝杠和直线导轨等先进技术被大量采用；配套的电源、淬火机床、冷却系统的感应淬火装置已屡见不鲜。

29.5.2　卧式数控淬火设备组成

淬火设备有别于其他冷加工设备，由供电电源、淬火机床、冷却系统和淬火系统组成，缺一不可。卧式数控淬火设备组成如图29-1所示。

KGPS-400/4是中频电源，功率为400kW、频率为4kHz，它是产生零件加热所需要的能源。

BP、BPT分别通过管路组成淬火和冷却软化水系统。BP提供零件淬火时所需要的水源；BPT用于冷却变压器、电容器、感应器用电源等。

1. 淬火机床结构特点

淬火机床采用悬挂结构，结构如图29-2所示。

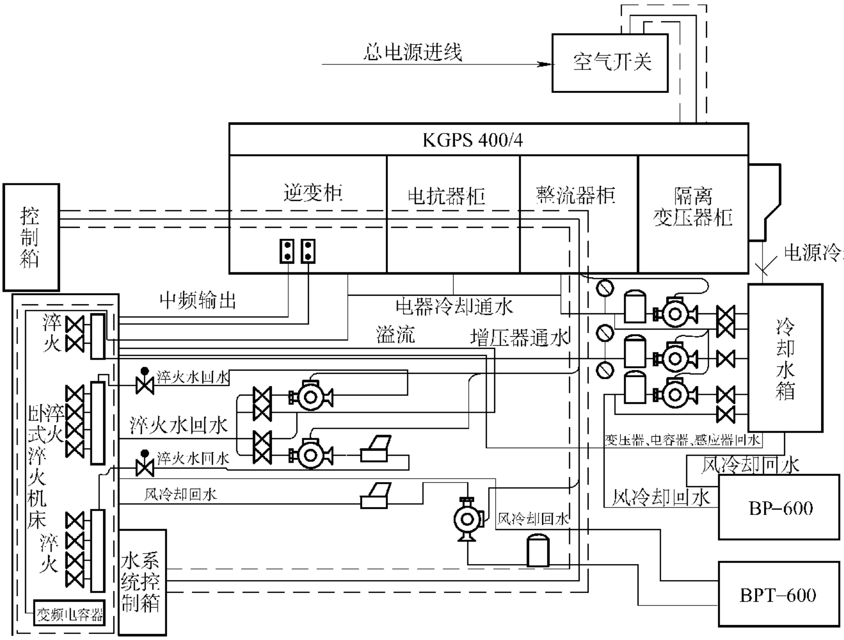


图 29-1　卧式数控淬火设备组成

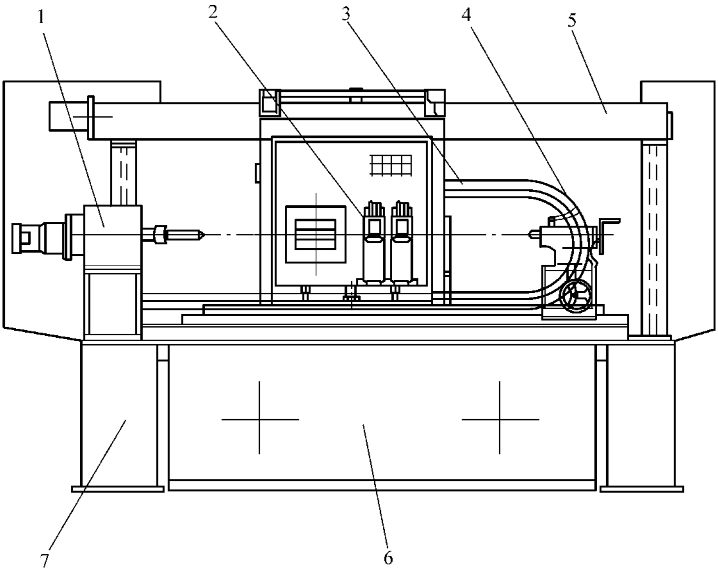


图 29-2　卧式淬火机床结构简图

1—顶尖　2—淬火变压器与电容器组成的并联谐振系统　3—坦克链
4—后顶尖　5—滚珠丝杠拖架　6—淬火水箱　7—床身

淬火机床为卧式全封闭结构，前后顶尖用于夹持零件，被零件旋转电动机带动旋转；被加热零件、感应器、变压器组成谐振电路的电感支路，感应器接在变压器次级，变压器初级和电容器组成的并联谐振电路直接与中频电源相连，共同组成电源的负载；电源与谐振回路的电缆连同冷却变压器、电容器的冷却水管放置在坦克链上，在伺服电动机的带动下连同变压器、电容器一起前后移动，旋转电动机由变频器控制，伺服电动机由伺服驱动器驱动，中频电源输出能量的大小均由工控机控制，可完成手动、半自动操作。

手动操作包括：机械动作调整；冷规范工艺参数调整、热规范工艺参数调整。

半自动操作包括：在供电功率和频率允许的范围内，按被加工零件工艺要求编制的软件程序周而复始地实现感应淬火。

2. 控制模式

（1）能量控制原理　根据资料，电压变化 ±5%，功率在 ±10% 的范围内变动。工件所获得的能量 P_t 与淬硬层 d 的关系如图 29-3 所示。

从图 29-3 可知，功率 P 在 ±10% 变化时的 S 是极小部分并近似于直线。如果把加热能量控制在一定范围内，那么淬硬层的变化也是极小的。同样，只要 $P_g \pm \Delta P_g$ 和 $t_g \pm \Delta t_g$ 构成的面积足够小，那么，$t_g \pm \Delta t_g$ 和 $W_g \pm \Delta W_g$ 的面积也会足够小（见图 29-4 和图 29-5）。这一点从数学分析也可以得到验证。因为 $P_g = f(t_g)$、$W_g = f(t_g)$ 的函数关系是一一对应的。在工件加热过程中，由于某种原因瞬时功率变大时，根据某一规律加热时间减少；反之，时间加长。在控制系统中把累计近似能量积分值控制在 *EFGH* 偏差带内，就达到了控制能量的目的。当然，对于不同工件可以设置不同的偏差带，或同一工件根据不同质量要求也可以设置不同的偏差带。也就是说，设置的偏差带越小，获得的产品质量越高。

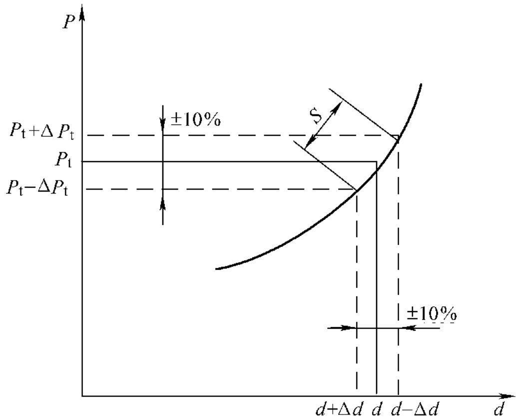


图 29-3　工件所获得的能量 P_t 与淬硬层 d 的关系

（2）硬件组成　本系统采用华中数控股份有限公司生产的 HNC-2000 工业控制机，由信号检测、开关元件、伺服功率驱动器、交流伺服电动机、变频器、交流电动机及工业控制机等组成。系统硬件组成如图 29-6 所示。

1）模数转换的电流、电压、频率模拟信号从晶闸管中频电源引出，它们通

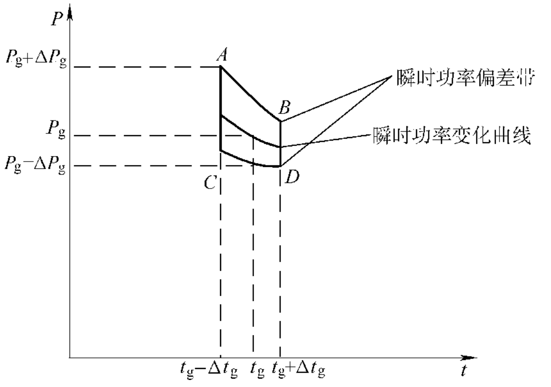


图 29-4　$P_g = f(t_g)$ 变化曲线

P_g—瞬时功率设定值（kW）　$P_g \pm \Delta P_g$—瞬时功率变化偏差带（kW）

t_g—加热时间设定值（s）　$t_g \pm \Delta t_g$—加热时间设定偏差带（s）

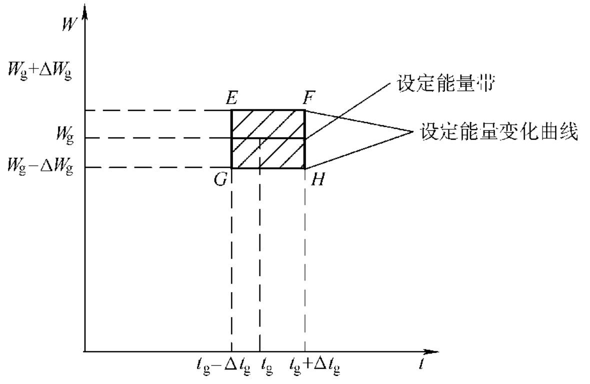


图 29-5　$W_g = f(t_g)$ 变化曲线

W_g—能量设定值（kW·s）　$W_g = f(t_g)$—能量设定偏差带（kW·s）

过 A/D 转换模板变成标准的 0～10V 电压信号，直接送入工控机。

2）工艺参数诸如工件不同部位所需功率大小、加热淬火时间、零件转速多少、感应器所处准确位置等均以代码形式由工控机键盘设定。

3）输入开关量信号通过多路控制输入模板进入工控机；工控机通过多路控制输出模板控制输出负载变化。

4）拖架移动采用闭环控制。

3. 软件组成

（1）控制软件总体结构　控制软件总体结构如图 29-7 所示。

（2）基本功能

1）自动加工模块。从文件中读入加工代码，解释并执行代码。

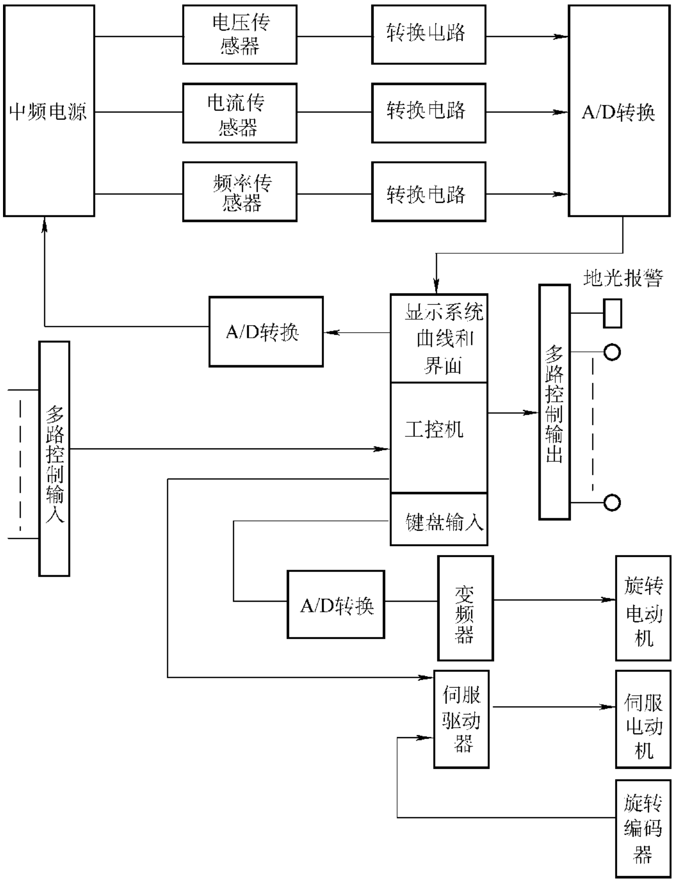


图 29-6 系统硬件组成

2）程序编辑模块。加工代码的编辑。

3）能量控制模块。该模块主要负责能量的采集、显示及和能量模板偏差带进行比较的功能。在加工过程中，如果处于加热状态，则通过 A/D 转换采集电源的电压、电流和频率，并将采样值换算为功率值，将该值和能量模板偏差带进行比较。

4）模板编辑模块。通过采集的能量数据曲线，可以编辑上下偏差带，并将该偏差带作为模板，或者将已有的模板打

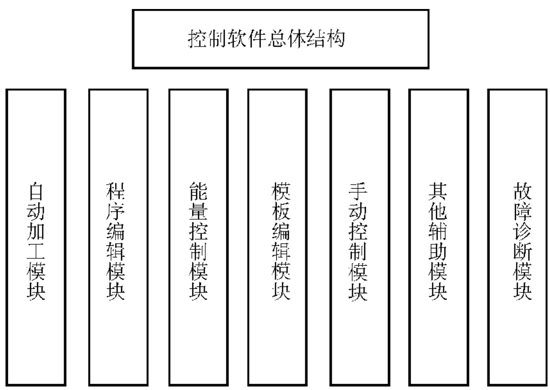


图 29-7 控制软件总体结构

开重新修改编辑模板。

5）手动控制模块。该模块实现状态显示【机床，电源】及手动参数的编辑修改。

6）故障诊断模块。该模块实现故障的自诊断及故障原因的显示。

4. 程序规定用代码

M50　零件正转

M51　零件正转停止

M52　加热起动

M53　加热停止

M54　淬火水开关合；G01HS

M55　淬火水开关闭

M56　外水套开关合

M57　外水套开关闭

M58　气阀开

M59　气阀闭

M30　程序结束

F　延时时间，单位：0.1s

H　输出功率控制代码，单位：kW

S　零件旋转速度，单位：r/min

5. 设备创新点

1）淬火机床全封闭结构，解决了溅水问题。

2）电缆拖链的应用解决了变压器长距离移动问题。

3）振荡电路中变压器电容器一体，节电显著。

4）拖架伺服电动机驱动，定位准确、速度平稳。

5）淬火过程能量控制，淬火质量稳定。

6）变功、变速，能够适应各种结构复杂零件淬火需要。

7）指令少，编程容易，使用方便灵活。

8）自诊断功能，为设备维修提供极大方便。

9）机械结构初次采用了悬挂式运动机构。

第 30 章　热处理质量、安全与节能

30.1　热处理质量检验的内容和方法

30.1.1　热处理质量检验总则

1）本规程是工厂编制一般机械零件的热处理质量检验项目、内容及要求的依据之一。

2）工厂承接的加工件，一般均根据本规程进行质量检验。如果委托方另有要求的，或另有标准的，则按委托方的要求或指定行业的标准进行检验。

3）当工厂认为自己的手段和能力难以达到客户的质量要求时，应事先进行协商，经用户同意，也可按协商标准进行质量检验。

30.1.2　热处理质量检验工作的有关规定

1）质管部门负责执行质量检验工作，在热处理车间（工段或小组）设立检验站，进行日常质量检验工作。

2）质检工作以专业检验员为主，与生产工人的自检、互检相结合。

3）在承接业务时，应首先对零件进行外观目测检验，有无裂纹、碰伤、锈蚀斑点。还应调查制件的原材料，预先热处理、铸造工艺是否恰当，制件尺寸及加工余量是否与图样相符合，有变形要求的要检查来时的原始变形情况。经修复的模具（堆焊、补焊、砂光等）等制件，应说明修复情况并检查登记备查，必要时应进行探伤检查等。

4）检验人员应按照图样技术条件、标准、工艺文件、规定的检验项目与方法等，进行首检、中间抽检、成品检验。应监督工艺过程，及时发现问题，防止产生成批不合格品与废品。

5）生产工人对成批生产的制件必经首检合格后方可进行生产，生产过程中也应进行中间检验，防止发生问题。当出现异常情况时，应及时向检验、当班领导汇报，并采取积极、妥当的措施纠正。

30.1.3　热处理质量检验内容及方法

1. 硬度

1）热处理零件均应根据图样要求和工艺规定进行硬度检验或抽检。

2）以标准块校对硬度计，确认后方可进行测试硬度。

3）检验硬度前，应将零件表面清理干净，去除氧化皮、脱碳层及毛刺等，且表面不应有明显的机械加工痕迹，被测零件的温度以室温为准，或略高于室温但以人手能稳稳抓住为限。

4）硬度检测部位应根据工艺文件或由检验、工艺人员确定。淬火部位检查硬度不少于 1 处，每处不少于 3 点，不均匀度应在要求的范围内。被测零件直径小于 ϕ38mm 时应予修正。

5）一般的正火、退火件、调质件采用布氏硬度计检验；对于尺寸较大者可用锤击式硬度检验，淬火件用洛氏硬度计检验；对于尺寸较大者，允许用肖氏硬度计代替；渗碳或硬化层较薄的零件，用维氏硬度计检验；当使用锉刀检验零件硬度时，必须注意锉痕的位置，应不影响零件的最后硬度。有色金属检验以布氏、HRB 硬度为宜。选择加载负荷时，应以零件的具体要求，被测部位的大小、厚薄等作为选择依据，要求换算精度要高、要准确。

2. 变形

1）薄板类零件在检验平台上用塞尺检验其不平度。

2）轴类零件用顶尖或 V 形块支撑两端，用百分表测量其径向圆跳动，细小的轴类件可在平台上用塞尺检查。

3）套筒、圆环类零件，用百分表、游标卡尺、塞尺、内径百分表、螺纹塞尺、环规等检验零件的外圆、内孔、螺纹等尺寸。

非标准的被测螺纹由用户提供专用检测工具。

4）特殊零件的变形检验，如齿轮、凸轮等零件，应由用户配合进行。

3. 外观

一般机械零件经热处理后，均应用肉眼或低倍放大镜观察其表面有无裂纹、烧伤、碰伤、麻点、锈蚀等。

对重要零件或易产生裂纹的零件，应用探伤或浸煤油喷砂等手段检查。

4. 金相（在下列情况进行，但需要计费的）

1）根据客户要求。

2）根据工艺规定的机械中的重要零件。

3）当检验人员对本批零件发生怀疑时。

4）当成批或大批生产变更工艺后，对首批生产或试生产的零件认为必要时。

5）当分析废品原因时。

6）材料（应单独计费）。

对材料发生怀疑时，可送理化室用看谱镜（光谱仪）或采用磨火花的方式等检验材料是否与图样规定相符。原材料的检验按有关规定进行。

5. 力学性能（应单独计费）

凡对力学性能有特殊要求的零件，或应客户的要求，应按有关的技术要求进行有关的力学性能试验。试样截取部位及试样尺寸应按有关规定进行。试样与零件必须是同批材料，并进行同炉处理。

30.1.4 各种热处理工序的检验项目及要求

1. 退火、正火件

（1）硬度检验 按图样或客户要求进行。

（2）变形检验 零件变形量原则上小于其加工余量的1/3～1/2，客户有要求的，按客户要求进行（校正工序应计费）。

（3）金相检验 一般不做金相检验。精密件、重要件或客户要求进行的，应在工艺文件中注明，成批大量生产的可根据实际情况定期抽查，并根据技术要求按下列规定协商处理：

1）碳素工具钢退火后的珠光体组织，应为2～4级（按GB/T 1298—2008第一级别图评定）不允许有连续网状碳化物。

钢料尺寸≤60mm的≤2级；＞60mm的≤3级（按GB/T 1298—2008第二级别图评定）。

2）合金工具钢退火后的珠光体组织为2～5级（按GB/T 1299—2000第一级别图评定）。

3）轴承钢退火后的珠光体组织为2～5级（按YB9—1968第五级别图评定），碳化物网应≤3级（按YB9—1968第六级别图评定）。

4）碳素结构钢、合金结构钢正火后的显微组织为分布均匀的铁素片＋片状珠光体，晶粒度为5～8级（按YB27—1977钢中晶粒度第一和第二标准级别图评定），允许出现轻微带状铁素体。

5）经退火、正火处理后的零件，氧化、脱碳层不应超过其加工余量（直径或厚度）的1/3。

2. 调质件

（1）硬度检验 应符合图样或客户要求。

（2）变形检验 零件的变形量应小于其加工余量（直径或厚度）的1/3～1/2。

（3）金相检验 除渗碳、渗氮零件外，一般调质件不做显微组织检验。如客户要求时，应在工艺中注明。大批量零件可据实情抽检。

3. 淬火件

（1）零件淬火前的检查

1）是否符合工艺路线及工艺规程的要求；

2）有无缺陷（变形、裂纹、碰伤等）；

3）钢材是否符图；

4）客户是否有其他要求。

（2）硬度检验

1）有关硬度检验参照前面规定执行。

2）零件淬火后，回火前其硬度值应≥要求硬度中的中限。

3）小零件淬火后不允许有软点，大件（直径或厚度＞80mm）允许有少量软点。

4）整体加热、局部淬火的零件，或局部加热淬火的零件，淬火部位的尺寸范围允许有一定的偏差，应与客户具体协商（但原则上不得影响其他有硬度或有加工要求的部位）。

（3）变形检验

1）平板类零件的不平度变形量不应超过其留磨量的 2/3。

2）渗碳件、轴类淬火件的全长径向圆跳动变形量不应超过直径留磨量的 1/2。

（4）金相检验　一般零件淬火后不做金相检验，客户如有要求，须在工艺文件中注明。大批量生产的零件，可据实情抽查。

1）碳素结构钢、合金钢零件淬火后马氏体等级应为 1～6 级，7、8 级为过热，9、10 级为严重过热组织。按《机床专业金相标准图谱》中结构钢淬火马氏体标准评定。

2）碳素工具钢、合金工具钢零件淬火后马氏体应为≤3.5 级［分别按 JB 2406—1979《工具钢热处理金相检验》中第十和第九级别图评定］。

3）轴承钢零件淬火后的显微组织 1～3 级为合格，不允许有 4～5 级的过热针状马氏体组织，残留粗大碳化物不应超过第 8 级，按 JB/T 1255—2001《高碳铬轴承钢滚动轴承零件热处理技术条件》第二级别图评定。零件有效厚度＞12mm，钢球直径＞25.4mm，在硬度合格的情况下，距表面 3mm 的心部托氏体不予控制。

4）零件淬火、回火后，其表面脱碳层应小于加工余量的（单面）1/3。

（5）外观检验

1）零件淬火、回火后不应有裂纹、碰伤等。

2）淬火、回火后零件表面应清理干净，以防生锈（视需要）。

4. 渗碳件

1）试样应与零件材料相同，批次相同。试样直径＞10mm，表面粗糙度应在 $Ra3.2\mu m$ 以下。有吊装小孔的，对于批量较小件，亦可直接用工件检验。

2）渗碳层深度。按产品图样规定，渗碳层深度包括共析层、共析层过渡（亚共析层），其中过共析层＋共析层为渗层总深度的 50%～70%。

测量方法：

合金钢：从试样表面测至心部组织处；

碳素钢：从试样表面测至过渡区 1/2 处。

3）渗碳层组织。平衡状态下，渗碳的显微组织为珠光体＋少量网状碳化物，网状碳化物不超过 4 级（按 20Cr 钢渗碳网状碳化物标准评定），重要的渗碳件心部晶粒度应为 5～8 级。

4）渗后需机加的零件，其硬度值一般不高于 30HRC，高合金渗碳钢≤35HRC。

5. 渗氮件

（1）渗氮前热处理　一般零件均须进行调质处理，其基体组织为均匀的索氏体。机械加工的零件应消除应力，渗氮零件表面不允许有脱碳层，试样材料应与零件同批，经相同预先热处理，并有同等的表面粗糙度。

（2）渗氮层深度　其测定以金相法为主，辅以硬度法。渗氮层深度的计算，在金相显微镜下放大 100 倍或 200 倍从表面测至心部原始组织止。当深度不易用显微组织准确辨认时可用 100g 负荷的显微硬度法作出仲裁。合金结构钢从表面测至高于心部硬度值 30～50HV 止，如 38CrMnAl 钢测至高于心部 50HV 处，其他合金结构钢可测至高于心部硬度 30HV 处。

（3）渗碳层硬度　其测定以维氏硬度计负荷 10kg 为准（层深＜0.2mm 的可用 5kg 负荷），常用材料渗氮后的硬度要求见表 30-1。

表 30-1　常用材料渗氮后的硬度要求

材料	表面硬度范围 HV10	硬度梯度要求	图样标准硬度要求
20Cr	＞500		D500
20CrMnTi	＞600		D600
40Cr	＞500		D500
38CrMnAl	＞950	表面磨去 0.1mm，＞850HV	D900
W18Cr4V	＞950		D950
球铁 60-2	＞500		D500

（4）渗氮层的脆性　采用维氏硬度计的菱形压头，负荷规定用 10kg（特殊情况也可用 5kg 或 30kg），压痕在放大 100 倍下检查，每件测三点，其中至少有两点处于相同级别，根据压痕周边碎裂程度评定，见表 30-2。

表 30-2　氮化层脆性级别与维氏硬度压痕外形说明

级别	维氏硬度压痕外形说明
1	压痕边、角完整无缺
2	压痕一边碎裂

（续）

级别	维氏硬度压痕外形说明
3	压痕二边碎裂
4	压痕三边碎裂
5	压痕四边均碎裂，轮廓不清

30.2　材料冶金质量对热处理性能的影响

（1）外观质量

1）锻件和热轧钢材表面不允许有裂纹、折叠、结疤、白点、过大的圆度等外观缺陷，因为当这些缺陷度大于粗加工余量时，将是热处理裂纹的起源。

2）冷拔钢和银亮钢，更不允许有表面缺陷存在，因为这类钢加工余量小。如对弹簧钢来说，表面缺陷将使弹簧寿命显著降低。

（2）化学成分

1）当钢中有害元素磷、硫增加时，如硫含量为 0.04%（质量分数）时淬火后易产生裂纹，锰含量 >0.5%（质量分数）时也易淬裂（淬水的工件）。

2）有些元素虽是微量元素，但会使钢的热处理规范大不相同，如炼钢时脱氧剂用 Al 则其微粒熔点高，在钢中起细化晶粒作用，降低了过热敏感性，使钢成为本质细晶粒钢，提高热处理工艺性能；反之用 Si 之类脱氧剂则会使钢成为本质细晶粒钢，使淬火过热敏感度增大。炼钢时每炉所含微量元素不同，其热处理工艺性能也不同，如含 B 很微量，淬透性也会大大增加。

（3）脱碳　脱碳也是钢材的一种表面缺陷。例如钢锭经热轧及退火后表面有脱碳，若钢材供货时圆度过大，使加工后表面残留脱碳层，表面脱碳增加了留量，若脱碳在加工余量以外时，将给热处理带来淬不硬、表面裂纹等缺陷。在检查中应区别原材料脱碳或热处理脱碳，以便提出正确的判断。

（4）碳化物不均匀度　这是高碳钢及高碳合金钢，即工具钢等常出现的冶金缺陷。碳化物在纵断面上常呈带状分布，严重的有网状、大块堆积，在横断面上则多呈大面积堆积及网状分布。一般在原材料供货时，都按 GB/T 9943—2008 和 GB/T 1299—2000 规定供货。如若达不到要求，应经锻造改善。由于碳化物偏析，在碳化物富集区，淬火后容易过热而形成过热网，而在碳化物稀疏处则淬火硬度不高，当形成网状时，即因带状分布使材料各向异性，又因网状分布脆性增大，热处理工艺性能降低。此外，由于偏析，晶粒大小不一样，偏集区晶粒小，从而降低强度，对刀具来说，碳化物偏析 5 ~6 级比 3 ~4 级寿命降低 10%，7 ~8 级则降低 29%。

（5）带状组织　带状组织是指珠光体及铁素体的条带状分布，这种组织既造成材料各向异性，又使磨后表面出现不均匀光带，以及切削加工及表面粗糙度变粗，淬火后出现软点，这种组织可以用正火消除。

（6）网状组织　网状碳化物多存在于晶粒边界，隔断了基本的连续性，使材料脆性增大，强度降低，淬火时易开裂，可用正火或调质减轻或消除。

（7）非金属夹杂物　非金属夹杂物是指冶金时形成的氧化物、硫化物及酸性夹杂等。夹杂物的存在，隔断了金属基体的连续性，剥落后就形成了凹坑或裂纹，大块夹杂还降低了材料的疲劳强度。对精密量具而言，非金属夹杂会造成热处理时的应力集中，产生淬火裂纹。因此，在滚珠轴承钢和工具钢中，应给予严格的限制。

（8）宏观组织　在低倍检查中，对材料的中心疏松、一般疏松的容许级别在高速钢中有规定，其他钢中均不允许存在肉眼可见的宏观缺陷。这些缺陷包括白点、缩孔、气泡、翻皮等，因这些缺陷都是热处理时产生裂纹的主要因素。

上述缺陷存在于原材料之中，所以在原材料进厂时必须严格检验。

30.3　原材料的进厂检验

原材料进厂检验时，应由供货部门负责按有关标准进行检验。常见的检验项目如下：

1. 化学成分

（1）定性分析　可用火花鉴别法在现场进行，这种方法可快速准确地鉴别出低碳钢、中碳钢、合金钢、高速钢等材料，防止供货状态过程中的混料。

（2）定量分析　用化验的方法在化验室进行。通过化验分析出钢材中各元素的含量是否符合规定的标准，为以后使用和热处理提供准确数据。

2. 其他项目

（1）尺寸检查　一般按订货要求进行检验，棒料和型材每批抽检 10%，大锻件按要求 100% 检查。

（2）外观　每批钢材应作 100% 检查，可用肉眼检查，检查内容有圆柱度、折叠、裂纹、结疤、夹渣、皮下气泡等外观缺陷。

（3）显微组织　主要检查晶粒度、碳化物偏析、非金属夹杂物等。检验根据不同钢种按国家有关标准和技术文件规定进行。

30.4　热处理安全技术

热处理是一种热加工过程，包括普通热处理、化学热处理和变形热处理等

方式，其主要设备是热处理炉和其他加热设备及冷却设备，还有一些用于矫正、清理、表面强化的补充设备。

在热处理加工过程中，各种类型的炉子操作温度高，产生很强的热辐射；高频电炉还能产生强度很大的电场和磁场；电加热设备电压高，电流大；所用工作介质（如控制气体、熔盐）除本身能使人的呼吸器官组织麻痹，还能形成对人体有害的气体、粉尘和汽溶胶等；淬火油等物质在使用过程中易引起爆炸或燃烧等，因此，在热处理加工过程中，易造成烧伤、烫伤、眼灼伤、触电、火灾、爆炸等安全事故。

30.4.1　常用热处理设备和工艺的安全操作

1）操作重油炉（包括煤气炉）时，必须经常对设备进行检查，油管和空气管不得漏油、漏气，炉底不应存有重油。如发现油炉工作不正常，必须立即停止燃烧。油炉燃烧时不要站在炉口，以免火焰灼伤身体。如果发生突然停止输送空气，应迅速关闭重油输送管。为了保证操作安全，在打开重油喷嘴时，应该先放出蒸汽或压缩空气，然后再放出重油；关闭喷嘴时，则应先关闭重油的输送管，然后再关闭蒸汽或压缩空气的输送管。

2）各种电阻炉在使用前，需检查其电源接头和电源线的绝缘是否良好，要经常注意检查启闭炉门自动断电装置是否良好，以及配电柜上的红绿灯工作是否正常。无氧化加热炉所使用的液化气体，是以压缩液体状态贮存于气瓶内的，气瓶环境温度不许超过 45℃。液化气是易燃气体，使用时必须保证管路的气密性，以防发生火灾事故。由于无氧化加热的吸热式气体中一氧化碳的含量较高，因此使用时要特别注意保证室内通风良好，并经常检查管路的密封。当炉温低于 760℃或可燃气体与空气达到一定的混合比时，就有爆炸的可能，为此在起动与停炉时更应注意安全操作，最可靠的办法是在通风及停炉前用惰性气体及非可燃气体氮气或二氧碳吹扫炉膛及炉前室。

3）操作盐浴炉时应注意，在电极式盐浴炉电极上不得放置任何金属物品，以免变压器发生短路。工作前应检查通风机的运转和排气管道是否畅通，同时检查坩埚内熔盐液面的高低，液面一般不能超过坩埚容积的 3/4。电极式盐浴炉在工作过程会有很多氧化物沉积在炉膛底部，这些导电性物质必须定期清除。

使用硝盐炉时，应注意硝盐超过一定温度会发生着火和爆炸事故。因此，硝盐的温度不应超过允许的最高工作温度。另外，应特别注意硝盐熔液中不得混入木炭、木屑、炭黑、油和其他有机物质，以免硝盐与炭结合形成爆炸性物质，而引起爆炸事故。

4）进行液体氰化时，要特别注意防止氰化物中毒。

5）进行高频电流感应加热操作时，应特别注意防止触电。操作间的地板应

铺设胶皮垫，并注意防止冷却水洒漏在地板上和其他地方。

6）进行镁合金热处理时，应特别注意防止炉子“跑温”而引起镁合金燃烧。当发生镁合金着火时，应立即用熔炼合金的熔剂（50%氯化镁+25%氯化钾+25%氯化钠熔化混合后压碎使用）撒盖在镁合金上加以扑灭，或者用专门用于扑灭镁火的药粉灭火器加以扑灭。在任何情况下，都绝对不能用水和其他普通灭火器来扑灭，否则将引起更为严重的火灾事故。

7）进行油中淬火操作时，应注意采取一些冷却措施，使淬火油槽的温度控制在80℃以下，大型工件进行油中淬火更应特别注意。大型油槽应设置事故回油池。为了保持油的清洁和防止火灾，油槽应装槽盖。

8）矫正工件的工作场地位置应适当，防止工件折断崩出伤人，必要时，应在适当位置装设安全挡板。

9）无通风孔的空心件，不允许在盐浴炉中加热，以免发生爆炸。有不通孔的工件在盐浴中加热时，孔口不得朝下，以免气体膨胀将盐液溅出伤人。管状工件淬火时，管口不应朝自己或他人。

30.4.2 火焰加热设备的安全操作

1）火焰淬火的工作场所应光线充足、空气流通，氧气瓶和乙炔瓶（或乙炔发生器）应放置在距离淬火场所3m以外，氧气瓶及皮管接头等不能沾有油污。

2）点火时应小开氧气数秒钟，再开乙炔气点燃，根据火色情况进行调节。熄火时，则应先关闭乙炔气门再关氧气门，为避免喷火孔爆炸，也可先关一些氧气（不能一下子关死），再关乙炔，最后将氧气门关死。

3）遇到乙炔软管着火时，应将软管着火处上方弯折。氧气软管着火，不准用弯折办法，应关闭上一级阀门。

4）喷火嘴应经常检查，如有堵塞时，须用黄铜针疏通，不准用其他金属丝。喷火嘴温度不能过高，以免引起爆炸事故。当其温度升高时，应暂停操作或关闭乙炔气门，不得关闭氧气，再将喷火嘴置于冷水中冷却。

5）工作时必须戴好深色护目眼镜，保护眼睛。

30.4.3 真空热处理炉、电接触加热和电解加热设备的安全使用技术

1. 真空热处理炉的安全操作

真空热处理炉是近年来得到较大发展的先进热处理设备，工件是在超低气压的空间里进行加热和冷却的。它具有质量好、节能、安全和污染少等优点。

虽然真空炉的发热体用低压电，但电源电压仍为380V，操作时仍需要安全用电。

真空炉制造时，应确保不漏气、不漏水。真空炉炉体和炉盖等的密封是用

橡胶件，因此需要用水隔层进行冷却。若水漏到炉膛里时，炉膛温度很高，会引起爆炸。真空炉处理的工件，应清洗净表面油污，同时避免淬火油槽的油蒸气进入炉膛。这些油蒸气和空气混合后将形成爆炸气氛，一旦有明火或通电时就会产生爆炸。所以真空炉装料后应关闭炉门，将炉膛抽成真空后，方可通电加热。

2. 电接触加热淬火设备的安全操作

电接触加热是利用低电压、大电流（350～400A），当电极和工件表面接触时通过电阻使工件表面局部快速加热和急速冷却来完成淬火的。操作人员应熟悉并遵守接触加热淬火操作规程和安全用电规则。操作前应穿戴好绝缘鞋、绝缘手套等防护用品。应仔细清理工件表面，不得有毛刺、铁屑和油污。加热淬火过程中，遇到产生火花较多的情况时，应停机查明原因。

3. 电解加热淬火设备的安全操作

电解加热淬火设备是利用高压直流电（200～300V），对一定配方的电解液进行电解，利用“阴极效应”来使工件（阴极）表面急剧加热和冷却的办法，使工件表面得以淬硬。由于电解加热淬火设备比较简单，而且生产率高、能耗低、易于自动化、成本低和质量稳定，因此应用日益广泛。由于所使用的交流电压和直流电压都比较高，操作时必须遵守安全用电规则。穿戴好绝缘鞋和绝缘手套。常用的电解液有碳酸盐、烧碱、氯化钙、氯化镁等。应尽量采用5%～10%的碳酸钠水溶液作为电解液，这种溶液公害少、安全可靠，而且对工件及容器没有腐蚀。电解淬火产生的废液，须处理到符合排放标准后，方可排放。

30.4.4　热处理安全检查

1. 中、高温箱式电阻炉安全检查内容

操作者必须掌握防火、防爆、防烫、防触电及有关急救的基本知识。

（1）设备检查

1）电阻炉需配有水、油等淬火槽。

2）炉架应采用角钢或槽钢制成。炉壳由钢板焊接而成。

3）炉壳焊缝平整。

4）炉架及炉壳的内外油漆好良、美观、防锈，以减少热辐射。

5）中温箱式电阻炉最高温度为950℃，炉衬有两层，内层为轻质耐火砖，外层为保温砖。

6）耐火层用轻质或超轻质耐火材料，其耐温性大于950℃。

7）保温材料为密度、热导率小的材料，炉壳温度低于60℃。

8）在拱脚、炉底板支承、炉口、炉底、后墙下半部等处用重质耐火材料，以增加结构强度。

9）支承或固定电热元件的材料用高铝质或刚玉陶瓷。

10）炉衬砌筑应达到以下基本要求：

① 不用受潮的耐火材料和保温材料。

② 严格保证砌体各部分尺寸符合要求，砌砖平整垂直。

③ 炉衬砖块严格错缝砌筑，无通缝，保持气密性。

④ 炉顶砖缝小于1.5mm，炉墙和炉底砖缝小于2mm。

⑤ 较大的炉子留有膨胀缝。

⑥ 保温填料要填实。

11）电阻炉炉顶用拱顶结构，拱角用60°或90°。拱顶用轻质耐火材料和保温材料。

12）电阻炉炉底的砌筑符合要求，耐火层及保温层的厚度达到230～690mm。

13）高温箱式电阻炉最高工作温度为1350℃，炉衬用三层；高铝耐火砖层、中间保温砖层及外部保温填料层。

14）耐火层用耐火温度大于1305℃的轻质或超轻质耐火材料。

15）保温材料用密度、热导率小的材料，炉壳温度低于90℃。

16）高温电阻炉炉顶为单砖横跨平顶，用轻质耐火材料和保温材料砌筑而成。

17）高温电阻炉炉底工作面用碳化硅板或重质高铝砖砌筑。

18）炉门框架用铸铁铸成，铸件无裂纹，框架内牢固地填充轻质或超轻质的具有较好保温性的耐火材料。

19）炉门与炉门口框架的接触面经过机械加工，有良好的密封性，炉门大于炉门口。

20）炉门密封用楔形支架，并应保持良好密封性。楔形支架靠炉门自重压紧，确保炉膛密封。

21）炉门下端用刀口密封应保持良好，无炉内热气外漏。

22）观察孔不允许长时间打开，其小盖应保持灵活、完好。

23）链轮、链条保持干净、润滑，压紧手柄用的螺栓、螺母齐全、完好、固紧。

24）炉门与重锤相连接用的钢丝绳完好，无明显磨损及锈蚀。

25）平衡炉门的重锤，其重量不应大于炉门重量。

26）炉门有限位装置。限位装置应确保炉门升启时能自动切断电热元件的电源。

27）限位开关牢固地安装在炉体上，动作灵敏、可靠。

28）电热元件的材料、直径和长度应符合设计要求。

29）电阻丝（电热元件）平整地摆放在搁砖上，由小钩固定，在炉底板两段拼成处，拼缝间有一块耐热垫板，防止引起短路。

30）电阻丝引出端集中于炉后，接线头座紧固在炉壳上，中间垫有一层石棉板。

31）引出棒采用与电阻丝同成分的材料，引出棒直径不小于电阻丝直径的三倍。

32）焊接电阻丝的焊条材质应和电阻丝相同。

33）电阻丝引出棒套有绝缘瓷管。

34）接线头座接线牢靠，接触良好。

35）高温炉碳硅棒（电热元件）垂直对称布置在炉膛两侧或水平布置的炉顶和炉底。

36）碳硅棒工作部分的长度与炉膛有效加热处的尺寸相适应。

37）碳硅棒的引出端应长出炉外 50mm 左右。

38）炉墙上碳硅棒的插入孔直径应大于碳硅棒端部直径 1.5 倍。

39）碳硅棒接头线采用并联、或至多两个元件串联，以避免电阻值变大，元件烧坏。

40）接线夹和碳硅棒引出端夹持牢固，接触良好。

41）变压器安装在炉体下部或侧面，便于接线和操作。

42）变压器和碳硅棒之间需有间隙，确保绝缘。

43）变压器用的电压表、电流表应清洁、完好。

44）调节手柄灵活、可靠，压紧手轮的螺栓、螺母齐全完好、紧固。

45）变压器的分档标志清晰。

46）热电偶插入炉膛的深度应达到保护管外径的 8～10 倍。

47）热电偶的外端温度应低于 80℃。

48）热电偶与炉壁之间的空隙应用石棉堵塞。

49）热电偶座牢固地固定在炉顶的钢板上，座下垫石棉板。

50）电子电位计安装在电器箱上部，并配有热电偶。

51）电子电位计指示温度正常。

52）高温电阻炉自动记录机构良好。

53）高温电阻炉用量程为 0～1600℃的调节或毫伏计或动圈式温度指示调节仪。

54）电器箱熔断器禁止用不符合要求的熔断丝（片）或其他金属代替。

55）电器箱箱门完好，关闭严密、压紧螺钉（或门锁）齐全、紧固。箱内清洁、干燥，所有电器零件及接线端无松动。

56）电器箱指示灯的色标清晰、并符合 GB 2893—2008 规定。

57）起动手柄灵活、可靠、自控与手控位置正确。

58）电阻炉要设保护接地（零）线。

59）保护接地（零）线，要有足够强度和截面，连接可靠。

60）接地端子设置在炉壳、箱壳上既便于检查又不易碰触的地方，有明显的接地标志。

61）接地头座应有防护罩。

62）防护罩挂钩齐全可靠，关闭严密。

63）链轮、链条要有防护罩。

64）平衡重锤周围设有防护罩。

（2）行为检查

1）炉门处于关闭状态，不准打开炉门用风扇降温。

2）电阻丝折断后，其直径长度符合图样要求。

3）电阻丝断头搭焊时，两线重叠长度大于40mm。

4）装出炉时，要断电操作，工件及工具不得碰撞电阻丝及搁砖。

5）电子电位计操作时必须打开仪表开关，防止指针卡死。

6）电子电位计不用时，锁上盖壳，防止灰尘或潮气进入。

7）电器箱前，应设有木质站板，拉、合闸刀时人站在站板上，并带绝缘手套。

8）变压器换档时，先切断电源，严禁带电调档。

9）炉子不使用时，应切断电源。

（3）作业环境

1）电阻炉的厂房内，不得漏水，并配有起重设备。

2）电阻炉周围场地宽畅，便于操作、维修。

3）电阻炉利用自然采光，不足时应设置人工照明，必须符合 GB/T 50034—2004 规定。

4）炉门口道路通畅，便于维护修养。

5）工作场地保持整齐、清洁。

6）原材料，成品和半成品的堆放要整齐，不得妨碍操作。

2. 中、低温井式电阻炉安全检查

操作工人必须持有操作证、并掌握防火、防爆、防烫、防触电等技术和急救的基本知识。

（1）设备检查

1）中、低温井式电阻炉应安装于地坑中。

2）地坑内无积水或渗入的地下水。

3）炉子在地坑中用 100 ~ 150mm 高的枕木或工字钢垫起，以防受潮。

4）炉架采用角钢或槽钢制成，炉壳内钢板焊接而成。

5）炉壳焊缝平整。

6）炉架及炉壳内外油漆良好、美观、防锈，减少热辐射。

7）炉衬砌筑达到以下基本要求：

① 不用受潮的耐火材料和保温材料。

② 严格保证砌体各部分尺寸符合要求，砌砖平整垂直。

③ 炉衬砖头严格错缝砌筑，无通缝，保持气密性。

④ 炉顶砖缝小于 1.5mm，炉墙和炉底砖缝小于 2mm。

⑤ 较大的炉子留有膨胀缝。

⑥ 保温填料要填实。

8）装料筐用耐热钢，尺寸符合设计规定，筐外空间适当。

9）装料筐不得擦碰炉衬和电热元件。

10）筐底有足够的孔，筐侧壁无孔。

11）炉内配有风扇，使炉内温度上下均匀，风扇转动平稳。

12）风扇转动部分应装配牢靠，旋转时不得碰到工件和设备。

13）炉盖应设置限位装置，确保炉盖开启时能自动切断电源。

14）限位开关牢固地安装在炉壳上，动作灵敏、可靠。

15）电阻丝各圈之间分开不接触，亦不触及炉罐。

16）电热元件平稳地安装在搁砖上，搁砖无损坏。

17）接线头座与接线牢靠，接触良好。

18）两股导线间绝缘良好，金属导线不得相碰。

19）热电偶插入炉膛深度达到保护管外径的 8～10 倍。

20）热电偶的外电端温度应低于 80℃。

21）热电偶与炉壁之间的空隙要有石棉堵塞。

22）电器炉熔断器不得用不合要求的熔断丝（片）或其他金属代替。

23）电器箱箱门完好，关闭严密、压紧螺栓（或门锁）压全、紧固。箱内清洁、干燥，所有电器零件及接线端无松动。

24）电器箱指示灯的色标清晰，并符合国标 GB 2893—2008 规定。

25）起动手柄灵活、可靠。自控与手控位置正确。

26）电阻炉要设保护接地（零）线。

27）保护接地（零）线有足够强度和截面，连接可靠。

28）接地端子设置在炉壳、箱壳上既便于检查又不易碰触的地方。有明显的接地标志。

29）接线头必须设防护罩。

30）防护罩应关闭严密，挂钩齐全可靠。

31）防护罩壳与接线头之间要有一定间隙。

（2）操作行为检查

1）装出炉工件时，要切断电源关闭风扇，严禁带电操作。

2）吊装工件时，注意不要碰撞或接触电阻丝。

3）严禁超负荷吊运工件。

4）大型井式电阻炉吊装工件时，炉子平台上不准站人。

（3）作业环境

1）低温井式电阻炉应尽量靠近淬火炉安装。

2）成品和半成品堆放整齐，不妨碍操作和通行。

3）工作场地保持整齐、清洁。

4）炉体周围地坑设置花纹钢盖板。

5）工作场地尽量利用自然采光，不足时应设置人工照明，必须符合 GB/T 50034—2004 的规定。

3. 内、外热式电极盐浴炉安全检查

清除盐浴炉炉面凝固盐层，特别是需击碎凝固盐层时，不能疏忽大意。一定要带好有机玻璃罩，小心慢击，以防熔盐击伤人。

（1）设备检查

1）炉壳要用角钢和钢板焊接，炉底应有工字钢支承整个炉子，防止炉壳直接对地传热。

2）炉壳清洁完好，标牌及盐液指示线清晰。

3）外热式炉衬由耐火材料和保温材料组成。外壳温度不大于 60℃。

4）外热式盐浴炉必须装有炉盖。

5）炉盖应略大于坩埚直径，不得使用小炉盖。

6）炉盖应用铸铁铸成，无裂纹等缺陷。

7）炉盖由两扇结合而成，加热时关闭严密，开、关灵活。

8）内热式炉胆应由钢板密焊应平整、无裂纹等缺陷。大型盐浴炉的炉胆四周用角钢包焊，以免炉胆破裂漏盐。

9）侧埋式盐浴炉，炉胆后面应开有两个孔，以防电极与炉胆接触短路。

10）炉胆上沿应焊有吊环。

11）顶埋式电极盐浴炉炉胆与电极之间的距离不小于 65mm。

12）坩埚要用标准粘土砖或高铝砖砌筑。

13）坩埚内融盐的高度不得超过指示线，对旧炉子控制在炉口水平下 50 ~ 100mm 处，对深井式炉应比炉口水平面低 100mm 以上。

14）外热式炉坩埚直径最大不得大于 400mm。

15）坩埚的外沿宽度不小于 50mm。

16）炉面板应为铸铁板，分片拼用，牢固地卡在炉体上。

17）炉面板的厚度不小于 30～40mm，下垫石棉板，防止散热。

18）内热式炉电极应用低碳钢。深井式炉用耐热钢或不锈钢。

19）电极引入炉子方法采用侧埋式或顶埋式。

20）电极与砌砖的接触面应刨平，以防漏盐。

21）三相电极盐炉确保三相电流平衡，炉温均匀。

22）电极柄部与汇流排连接处刨光镀铜，保持接触良好。

23）电极柄与炉胆接触处垫耐温绝缘材料，防止短路。

24）电极与坩埚底部的距离应为 50～80mm，防止金属渣沉积、电极短路。

25）汇流排接触良好。

26）内热式炉用低压大电流变压器，初级电压 380V 或 220V，次级电压在 36V 以下，变压器功率大于炉子功率 10%～20%。

27）变压器调档机构保持良好，一律不得带电调档（有电抗器的除外）。

28）变压器与炉体的间距为 1～1.5m。

29）内热式炉的炉体、变压器、电箱等要有保护接地（零）。

30）保持接地（零）线强度足够，连接可靠、接触良好。

31）接线端子应设在炉壳、箱壳上既易见又不易碰触的地方。有明显标志，导电良好，并经过防腐蚀处理。

32）起动电阻的引入棒与电极接触良好。

33）起动电阻与电极之间保持 30～50mm 的间距，以防短路。

34）内热式炉要用 0～1600℃的电子电位差计。

35）热电偶外管为耐热钢管，禁用瓷管。

36）热电偶在坩埚内不得靠近电极，热电偶表面无麻点、泡沫、局部直径变细或腐蚀、老化等现象。

37）热电偶分度号、补偿导线、电线等符合电子电位差计要求。

38）外热式炉有两根热电偶，一根插入坩埚，另一根从炉侧插入炉膛。

39）为防止大量漏盐烧坏电阻丝，应设有流盐孔，孔出口处有活动小盖板，减少热损失。

40）内热式炉应设有抽风装置，安装在炉口侧面。

41）抽风管道无破损。

42）汇流排应设有防护罩，防止其他导电体碰电极柄引起短路。

43）炉子使用完毕后，应立即切断电源。

（2）行为检查

1）炉子运行时，打开电动机抽风，用毕关闭电动机。

2）炉面层和风口附近的污物应及时清除（击碎），防止盐爆出。

3）入炉的工件、工具、夹具和挂具均应干燥无水。

4）调节电流时，应先将变压器断电。

5）工件应捆扎牢靠。万一掉入炉内时，应马上断电捞取。

6）添加盐类及脱氧剂，需烘烤后缓慢加入。

7）中温炉每班脱氧、捞清一次。高温炉连续工作 4h 即脱氧。

8）每次停炉前检查辅助电极是否完好、干燥，放入时做到首先断电。

（3）作业环境

1）内热式、外热式炉的厂房都不得漏水。

2）工作场地应保持整齐、清洁。

3）原材料、成品等堆放整齐，不得妨碍操作和通行。

4）尽量利用自然采光。不足时应设置人工照明，必须符合 GB/T 50034—2004 的规定。

30.5 热处理节能

企业本着节能减排的原则，对热处理设备布局、工艺流程、电源设备及淬火冷却系统进行优化排列组合时，主要应考虑以下几个方面：

1）热处理工艺流程是否有效地使被处理的工件达到其设计的技术要求，而又用较低的成本。

2）热处理设备是否在运行中得到了有效的合理使用，比如连续性生产，设备待工件时间减少，且没有额外的热损失。

3）热处理操作人员、工艺技术员及生产管理人员是否沟通良好，每个人都能得到有效的管理与组织生产。

在实际生产中，往往需注重这些具体因素：

1. 加热工艺

在传统工艺计算时间：$T=KAD$，式中的 T 为加热时间，K 为装炉系数，A 为加热系数，D 为工件有效厚度，其实在实际生产中，一般是根据以往工作经验和工件有效厚度来计算保温时间，大批量时就根据实际经验或是观测工件的火色，这主要反映在碳素钢和低合金钢上。这是由于碳素钢没有合金元素和碳化物，不须长时间保温均匀奥氏体化过程。低合金钢因其传热系数与碳素钢基本类似，所以工件透热时间主要是由其有效尺寸决定的，对于生产中单件的工件，当炉温已达到工艺设定值时，也就是说工件表面已达到工艺温度值时，工件已透烧了，不要再额外增加保温时间了，这就是常说的“零”保温加热。对于大批量生产时，一般会先加热炉子，到温后再放入工件，等炉温再次达到工艺时间时，再加一定的均匀化时间，这样可以相对地缩短工艺周期，节约能源

和降低成本。

合金结构钢（40Cr、35CrMo、42CrMo）等，因其材料中添加了一些合金元素，在加热过程中要使碳化物均匀化需要一定的时间，所以相对碳素钢来说就要多一点时间，一般要在传统工艺时间上的 60% ~80%，这样做可以缩短钢件在高温的加热时间，变形量也相对减少一点，奥氏化晶粒相对较细小，淬火后可得到细小马氏体组织，其力学性能也就得到一定的提高，这也是热处理工作者想要达到的效果。

2. 零件装炉

1）在实际生产中，在工件数量有限的情况下，单独安排炉次是不划算的。在这种情况下，可以把不同工件、不同材料，在其工艺参数大致相同的情况下混装一炉。如 Cr12MoV 与 8407，40Cr 与 42CrMo 等，其淬火温度大致相同时，就可以尽可能多装炉；在回火温度相同时，不同零件、不同材料都可混装一炉，回火时间可按最长的回火时间来执行。

2）热处理夹具。大多数企业产品众多、数量又都很少，有时候为了减少变形量还需要增加热处理工装，这样很多时候不要用耐热不锈钢，而用普通的低碳钢代替，可降低成本。

3. 热处理冷却介质

选择用水溶液淬火可避免大直径中碳、低合金钢零件在遇到热处理用油淬硬度值达不到，用水淬易开裂的情况。水溶性合成淬火液尤其适用于低、中碳钢大件感应淬火，通过调整介质浓度等，可以得到不同的冷却速度，淬火工件光亮且有短期防锈作用，可不清洗直接回火；无油烟、不燃烧、无火灾危险，改善劳动环境；不易老化、变质，使用寿命长，相对于淬火油来说也节省了成本。

4. 回火工艺

回火工艺可根据零件的回火温度来决定要利用的加热炉余热温度。零件回火温度一般低于加热炉余热温度 300℃左右，因此，工件入炉后很快达到回火工艺温度设定值。另外多次回火比一次回火要好，在大批量生产时进行这样的二次回火，所得到的组织性能比一次回火要好，成本也相应减少很多。

5. 设备维护和保养

在生产中要定期维修设备，检查炉膛、炉门的密封性，配电箱相关仪器仪表要定期校准与维护，减少因电器故障造成停炉所产生的损失。各相关操作设备，如台车、行车的维护，可减少进出炉不便而造成的损耗。

6. 热处理质量的控制

工件在进行热处理时，其本身也就是在节能，一个工件若没有经过有效合理的热处理，那该零件使用时限也就不会很长，部件早期失效务必要用新部件

更换，这样又得消耗原材料及机械加工工时和其他相关费用。合理的热处理可使工件使用寿命成倍增长。所以，热处理质量优良可避免工件早期失效，可避免工件热处理返修（正火、重新淬回火、校正、去应力回火）等一系列程序。

热处理节能与工艺管理是息息相关的。合理安排工作，减少停炉时间，把炉子升温阶段放在用电便宜的时间段进行。很多时候工艺执行到位与否与管理有关，要严格制订工艺规程及设备操作标准及相关技术标准。在生产安排上，要尽可能批量、满负荷生产，不够装炉量的应尽量拼炉，提前做好各项热处理工作的准备工作。定期检查各热处理设备的运行情况，同时积极提高热处理人员的业务水平、操作水平。

节能减排是一项长期的重要工作，节能意识要从工作中的一点一滴做起，使热处理技术达到节能、减排、优质、高效的目标。

近年来，由于国外先进技术、先进设备的引进极大地推动了国内热处理技术的发展，使我国热处理技术缩短了与先进国家的差距。但我国的热处理行业目前的状况还远远落后于发达国家。目前，国外的热处理设备大部分已采用燃气辐射管、全自动控制的热处理生产线，而国内仍处于一种设备陈旧、工艺保守、设备管理落后、装备笨重、能源利用率低的状况。与发达国家相比，在相同的能耗条件下，其产量是我国产量的 5 倍以上。由于我国的能源短缺，所以挖掘热处理设备节能的潜力是节省能耗的必要措施。

目前有一项适用于在各种设备和气氛下进行低温快速渗碳或碳氮共渗的节能新技术——BH 技术，使用该技术时只需利用催渗剂进行适当的工艺调整即可。BH 的核心是通过在渗碳气氛中添加微量的催渗剂，使渗碳介质（丙烷、RX 气、丙酮、煤油等）在气氛中产生部分正四价碳离子。正四价碳离子（ϕ0.15nm）体积只有碳离子（ϕ0.77nm）体积的 1/135，因而活性高，在奥氏体中扩散阻力小、扩散速度快。

这项技术的主要特点如下：

1）工艺温度降低。40℃以上条件下（≥810℃）可保持工件在原工艺温度下的渗速不减。可减少变形，减少产品晶粒粗化倾向，使本质粗晶粒钢渗碳直接淬火后的马氏体级别得到一定控制，并显著延长设备及其耐热元件的寿命。

2）在同样工艺温度下，比常规渗碳或碳氮共渗渗速快 20% 以上，可显著减少工件在高温阶段的保持时间，节约电能，提高生产效率，减少变形。

3）BH 技术可提高气氛中碳的活性，减少炭黑，显著缓解富化剂加空气直生式气氛渗碳中炭黑相对较多的难题，延长了氧探头寿命。

BH 催渗技术是我国独立自主开发成功的一项具有国际领先水平的新技术。该技术的成功是热处理技术发展史上的一大突破，它将对我国未来热处理技术的发展产生深远影响，为我国热处理技术走向世界提供一个有利的平台。

附　　录

附表 1　国内外常用模具钢对照表

序号	中国 GB	美国 AISI	前苏联 ГОСТ	日本 JIS	德国 DIN	英国 BS	法国 NF
1	20	1020	20	S20C	X22	En2C	C20
2	20Cr	5120	20X	SC_k22	20Cr4	En207	18C3
3	20CrNi3	E3310	12XH3A	SNC22H	14NiCr14	655A12	14NC12
4	T7	W1 和 W2	У7	SK6	C70W1		
5	9Mn2V	O2	9Г2ф	SKT6	90MnV8	BO2	80M8
6	GCr15	L3	ШХ5		105Cr5	BL3	100C2
7	7CrSiMnMoV			SX105			
8	4Cr13		4X13	SUN420J2	X40Cr13	En56D	240Cr13
9	06Ni6CrMoVTiAl						
10	25CrNi3MoAl						
11	Cr12Mn5Ni4Mo3Al						
12	3Cr2Mo	P20					
13	38CrMoAl		38XMЮA				
14	40Cr	5140	40X	SCr4H	41Cr4		
15	5CrNiMnMoVSCa					530A40	38Cr4
16	8Cr2MnWMoVS						
17	T10	W1 和 W2	У10	SKS94	100V1	BW1B	Y2105
18	CrWMn	O7	ХВГ	SKS31	105WCr6		
19	Cr5MoV	A2				~BA2	2100CDV5
20	Cr12MoV		X12M				
21	Cr12MoV1	D2		SHD11	X165CrMoV12	BD2	Z200C12
22	Cr12	D3	X12	SHD1	X210Cr12	BD3	Z200C12
23	Cr4W2MoV						
24	W6Mo5Cr4V2	M2	P6M5	SKH9	S6-5-2	BM2	285WD06-06
25	W12Cr4Mo3V3N						

（续）

序号	中国 GB	美国 AISI	前苏联 ГОСТ	日本 JIS	德国 DIN	英国 BS	法国 NF
26	5CrW2Si	S1	5XB2C	SKS41	45WCrV7		
27	6W6Mo5Cr4V	H42					
28	6Cr4W3Mo2VNb						
29	7Cr7Mo3V2Si						
30	5CrMnMo	VIG （ASM）	5XГM	SKT5	~40CrMnMo7		
31	5CrNiMo	L6	5XHM	~SKT4	55NiCrMoV6	PLMB/1 （ESC）	60NCDV06-02
32	5Cr2NiMoVSi		5X2MHф				
33	4Cr5MoSiV	H11	4X5MфC	SKD6	X38CrMoV51	BH11	Z35CD05
34	4Cr5MoSiV1	H13	4X5Mф1C	SKD61	X40CrMoV51	BH13	
35	4Cr5W2SiV	~H11	4X5B2фC				
36	3Cr2W8V	H21	3X2B8ф	SKD5	X30CrMoV93	BH21A	Z30WCrV9
37	3Cr3Mo3W2V	~H10			X32CrMoV33	BH10	32CV28
38	4Cr3Mo3SiV	H10					
39	5Cr4W5Mo2V	~VascoMA					
40	8Cr3		8X3				

附表 2　黑色金属硬度及强度换算表 1

洛氏硬度		布氏硬度	维氏硬度	近似强度值	洛氏硬度		布氏硬度	维氏硬度	近似强度值
HRC	HRA	HBW	HV	σ_b/MPa	HRC	HRA	HBW	HV	σ_b/MPa
70	（86.6）		（1037）		59	80.6		688	2607
69	（86.1）		997		58	80.1		664	2496
68	（85.5）		959		57	79.5		642	2391
67	85.0		923		56	79.0		620	2293
66	84.4		889		55	78.5		599	2201
65	83.9		856		54	77.9		579	2115
64	83.3		825		53	77.4		561	2034
63	82.8		795		52	76.9		543	1957
62	82.2		766		51	76.3		525	1885
61	81.7		739		50	75.8		509	1817
60	81.2		713		49	75.3	（501）	493	1753

（续）

洛氏硬度		布氏硬度	维氏硬度	近似强度值	洛氏硬度		布氏硬度	维氏硬度	近似强度值
HRC	HRA	HBW	HV	σ_b/MPa	HRC	HRA	HBW	HV	σ_b/MPa
48	74.7	(488)	478	1692	32		298	304	1015
47	74.2	(474)	463	1635	31		291	296	989
46	73.7	449	449	1529	30		283	289	964
45	73.2	436	436	1480	29		276	281	940
44	72.6	413	423	1434	28		269	274	917
43	72.1	401	411	1389	27		263	268	895
42	71.6	391	399	1347	26		257	261	874
41	71.1	380	388	1307	25		251	255	854
40	70.5	370	377	1268	24		245	249	835
39	70.0	360	367	1232	23		240	243	816
38		350	357	1197	22		234	237	799
37		341	347	1163	21		229	231	782
36		332	338	1131	20		225	226	767
35		323	329	1100	19		220	221	752
34		314	320	1070	18		216	216	737
33		306	312	1042	17		211	211	724

附表 3　黑色金属硬度及强度换算表 2

洛氏硬度 HRB	布氏硬度 HBW30	维氏硬度 HV	近似强度 σ_b/MPa	洛氏硬度 HRB	布氏硬度 HBW30	维氏硬度 HV	近似强度 σ_b/MPa
100		233	803	88		174	601
99		227	783	87		170	587
98		222	763	86		165	575
97		216	744	85		163	562
96		211	726	84		159	550
95		206	708	83		156	539
94		201	691	82	138	152	528
93		196	675	81	136	149	518
92		191	659	80	133	146	508
91		187	644	79	130	143	498
90		183	629	78	128	140	489
89		178	614	77	126	138	480

（续）

洛氏硬度 HRB	布氏硬度 HBW30	维氏硬度 HV	近似强度 σ_b/MPa	洛氏硬度 HRB	布氏硬度 HBW30	维氏硬度 HV	近似强度 σ_b/MPa
76	124	135	472	67	109	115	412
75	122	132	464	66	108	114	407
74	120	130	456	65	107	112	403
73	118	128	449	64	106	110	398
72	116	125	442	63	105	109	394
71	115	123	435	62	104	108	390
70	113	121	428	61	103	106	386
69	112	119	423	60	102	105	383
68	110	117	418				

注：1. 表中所提供的强度值，是指当换算精度要求不高时，适用于一般钢种，不适用于铸铁。
2. 表中括号内的硬度值数据，分别超出它们的试验方法所规定的范围，仅供参考。

参 考 文 献

［1］ 樊东黎，等．热处理工程师手册［M］．北京：机械工业出版社，1999.

［2］ 王德文．提高模具寿命应用技术实例［M］．北京：机械工业出版社，2004.

［3］ 刘愈铭．金属热处理常见工艺技术五百种与质量缺陷分析防治及最新标准应用、常用参数速查实用手册［M］．北京：北方工业出版社，2006.

［4］ 李书常．新编工模具钢660种［M］．北京：化学工业出版社，2008.

［5］ 张英会，等．弹簧手册［M］．北京：机械工业出版社，2005.

［6］ 丁健生．金属学与热处理［M］．北京：机械工业出版社，2008.

［7］ 李书常．热处理实用淬火介质精选［M］．北京：化学工业出版社，2009.

［8］ 李泉华．热处理实用技术［M］．北京：机械工业出版社，2000.

［9］ 冯晓曾，等．模具用钢和热处理［M］．北京：机械工业出版社，1982.

［10］ 蔡美良，等．常用模具钢热处理性能［M］．上海：上海科学技术出版社，1984.

［11］ 金涤尘，宋放之．现代模具制造技术［M］．北京：机械工业出版社，2002.

［12］ 钱苗根，姚寿山，张少宗．现代表面技术［M］．北京：机械工业出版社，2001.

［13］ 陈蕴博．热作模具钢的选择与应用［M］．北京：国防工业出版社，1993.

［14］ 徐进，等．模具钢［M］．北京：冶金工业出版社，1998.

［15］ 冲模手册编写组．冲模设计手册［M］．北京：机械工业出版社，1993.

［16］ 阎承沛．真空热处理工艺与设备设计［M］．北京：机械工业出版社，1998.

［17］ 刘仁家，等．真空热处理与设备［M］．北京：宇航出版社，1984.

［18］ 李慧芳，王松朋．合金钢及热处理工艺［M］．北京：机械工业出版社，1998.

ISBN 978-7-111-30737-2

封面设计·电脑制作：姚毅

本书特色

- ★ 本书打破传统金属材料及热处理图书的编写方式，按照不同材料和不同钢种分类，热处理规范及各项参数详尽，便于查看。
- ★ 本书适合于使用金属材料的众多读者，包含了金属材料加工和使用过程中诸多技术、管理、操作等工作所需的工艺和方法。
- ★ 全书文字简洁，力求“一看就会，一读就懂，谁看都通”，理论内容浅显，便于阅读。

上架指导：工业技术/热处理

地址：北京市百万庄大街22号
电话服务
社服务中心：(010)88361066
销 售 一 部：(010)68326294
销 售 二 部：(010)88379649
读者服务部：(010)68993821

邮政编码：100037
网络服务
门户网：http://www.cmpbook.com
教材网：http://www.cmpedu.com
封面无防伪标均为盗版

ISBN 978-7-111-30737-2

9 787111 307372 >

定价：45.00元